

BÁNYÁSZATI ÉS KOHÁSZATI LAPOK

Kohászat

Dunaújvárosi Főiskola

TÁMOP-4.2.2.A-11/1/KONV-2012-0027

Hírmondó

147. évfolyam

2014/5–6. szám



Jó szerencsét!

Az Országos Magyar Bányászati és Kohászati Egyesület lapja.

Alapította Péch Antal 1868-ban.

TARTALOM

- 2 **Szombathelyi V. et al.:** TWIP-acélok alakváltozási mechanizmusának vizsgálata
- 6 **Bereczki P. – Krállics Gy.:** Ciklikus folyási feszültség meghatározása alumínium többtengelyű kovácsolásakor
- 11 **Árki P. et al.:** Könyöksajtolt rézminták újrakristályosítása
- 15 **Csepeli Zs. et al.:** Az átalakulási hőmérséklet és a megelőző képlékeny alakváltozás kapcsolata
- 18 **Szabó P. J. et al.:** Diszlokációsűrűség mérése visszaszórtelektron-diffrakcióval
- 21 **Péter L. et al.:** Acéllemezek laboratóriumi pácolása a technológia szolgálatában
- 25 **Fekete B. et al.:** Az anyagszerkezetben végbemenő változás kinetikájának vizsgálata a reaktortartály anyagának termomechanikus fáradása során
- 30 **Pör G. et al.:** Akusztikus események detektálása TWIP-acélok szakítása közben
- 34 **Szalai Sz.:** Nagy szilárdságú karosszérialemezek alakíthatósági vizsgálatai
- 39 **Palotás B. et al.:** Ferrites–martenzites DP-acélok ellenállás-ponthegesztése
- 43 **Pör G. et al.:** Háromdimenziós ultrahangos képkalkító rendszer kifejlesztése 43
- 47 Szemcseméret-kategóriák (Verő B.)
- 48 A 2014/5. szám szerzőinek szakmai életrajza

Hírmondó

- 51 Beszélgetés dr. Verő Balázssal, az MTA doktorával (Lengyel K.)
- 55 25 éves a FÉMALK Zrt.
Beszélgetés dr. Sándor József tulajdonos-vezérigazgatóval és a menedzsment három tagjával (Lengyel K.)
- 60 **Lukácsi I.:** 60 éves az acélgyártás Dunaújvárosban
- 68 Egyesületi hírek
- 71 Fémszövetség hír
- 71 Múzeumi hír

Öntészet rovatunkat az 1950-ben indított és 1991-ben megszűnt önálló szaklap, a BKL Öntöde utódjának tekintjük.

FROM THE CONTENT

Szombathelyi Viktor – Bereczki Péter – Kardos Ibolya: Examination of deformation mechanism of TWIP steels 2
In TWIP steels deformation twins evolve during plastic deformation. The dominant deformation mechanism depends on the Stacking Fault Energy of the steel, which depends on the chemical composition and the temperature of the deformation. The investigation of twinning mechanism of TWIP steel was examined by tensile test at three different temperature and crosshead velocity based on the true stress – true strain curve. A critical plastic strain, to activate the twinning mechanism, was decreased with increasing temperature, while it increased with increasing crosshead velocity. Accordingly, at elevated temperature the twinning rate and so the instantaneous work-hardening exponent and the ratio of $R_m / R_{p0.2}$ were increased.

Bereczki Péter – Krállics György: Description of cyclic evolution of flow stress by multiaxial forging of aluminium alloy 6
Recently, for developing ultrafine- or nano-grained bulk structural materials in laboratory scale the severe plastic deformation processes (SPD) are used in most cases. One of these processes is the multiaxial forging. In this work, one feasible method of multiaxial forging, exactly the experimental setup and mechanical evaluation of a bidirectional multistep deformation process is presented, which is carried out on the Gleeble physical simulator with MaxStrain System. Using the developed mechanical model the flow stress, i.e. flow curves are calculated for cold working of aluminium. An evaluation method is developed for describing the cyclic evolution of flow stress which is characteristic for this forming process.

Árki Péter – Pázmán Judit – Verő Balázs: Recrystallization of equal channel angular pressed copper samples 11
Severe plastic deformation technologies result in ultrafine or nano scale microstructure. The stability of nanostructure is so weak that it can be recrystallized at room temperature, too. In our research work the recrystallization of equal channel angular pressed (ECAP) copper was studied. The temperature range of recrystallization was determined in the function of pass number. Furthermore, the stored energy during the deformation process, and the evolved energy during the recrystallization, activation energy was calculated by different methods.

tallization, activation energy was calculated by different methods.

Csepeli Zsolt – Bereczki Péter – Verő Balázs – Szabó Péter János – Kardos Ibolya: The relationship between the transformation temperature and the previous plastic deformation 15
This article presents the results of an investigation to determine the effect of deformation on the start and finish temperature of the austenite-ferrite transformation. The deformation was carried out by the Hydrowedge unit of a Gleeble 3800 thermomechanical simulator during cooling before the beginning of the transformation. A novel method was developed to study the deformation induced ferrite transformation (DIFT) phenomenon by physical simulation and successful experiments were carried out on S460MC grade steel specimens to determine the effect of the deformation stored energy on the transformation temperature of the austenite. Strong relationship was observed between the temperature of the deformation and the austenite transformation start and finish temperatures. Lower deformation temperature resulted in smaller ferrite grain size after austenite transformation.

Szabó Péter János – Csóré András – Berecz Tibor – Jenei Péter: Measurement of the Dislocation Density by Electron Back Scattering Diffraction ... 18
Five elements of the Nye-tensor of the dislocation density can be evaluated using misorientation data of an electron back scattering diffraction (EBSD) investigation, and from these data the geometrically necessary dislocation density (GND) can be determined. By the help of this method the dislocation density of individual objects (e.g. grains) can be calculated.

Péter László – Sánta Orsolya – Koós Gáborné – Földi József: Pickling of steel sheets in the laboratory by serving the production line 21
The concept of the construction of the descaling simulator was to perform pickling experiments in the laboratory with identical conditions to the industrial pickling lines, simulating practically all possible parameters. In the present work, the structure of the descaling simulator will be presented, which is followed by the discussion of the impact of the pickling conditions, taking the pickling loss as the primary parameter.
Continued on page 50. (Folytatás az 50. oldalon)

• **Szerkesztőség:** 1051 Budapest, Október 6. utca 7., III. em. • **Telefon:** 06-1-201-7337 •

• e-mail: bkl.kohaszat@gmail.com •

• **Felelős szerkesztő:** Balázs Tamás •

• **A szerkesztőség tagjai:** dr. Buzáné dr. Dénes Margit, dr. Klug Ottó, dr. Kórodi István, Lengyel Katalin, Schudich Anna, Szabados Ottó, Szende György, dr. Tardy Pál, dr. Török Tamás •

• **Kiadó:** Országos Magyar Bányászati és Kohászati Egyesület • **Felelős kiadó:** dr. Nagy Lajos •

• **Nyomja:** Press+Print Kft. 2340 Kiskunlacháza, Gábor Áron u. 2/a • **HU ISSN 0005-5670** •

Belső tájékoztatásra, kereskedelmi forgalomba nem kerül. • A közölt cikkek fordítása, utánnyomása, sokszorosítása és adatrendszerekben való tárolása kizárólag a kiadó engedélyével történhet. •

Internetcím: www.ombkenet.hu/bkl/kohaszat.html

JANÓ VIKTÓRIA – TRAMPUS PÉTER – VERŐ BALÁZS

Nagy teljesítőképességű szerkezeti anyagok kutatása a Dunaújvárosi Főiskola Műszaki Intézetében



Janó Viktória
projektvezető



Trampus Péter
projekt szakmai vezető,
a második részprojekt
vezetője



Verő Balázs
az első részprojekt
vezetője

A **Dunaújvárosi Főiskola** és konzorciumi partnerei, a **Széchenyi István Egyetem** és a **Bay Zoltán Alkalmazott Kutatási Közhasznú Nonprofit Kft.**, az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával 2012 októberében pályázatot nyertek – összesen 700 millió forintot – célzott alapvető kutatási tevékenység megvalósítására az anyagtudomány területén. A kutatási projekt két fő téma köré csoportosul, amelyek szervesen kapcsolódnak egymáshoz. Közös céljuk, hogy az anyagtudomány legújabb eredményeire támaszkodva egyre mélyebb ismereteket nyújtsanak az anyagok szerkezetéről, és amelyek birtokában ma még sokszor elképzelhetetlen tulajdonságok megvalósítását lehetővé teszik. A kutatás célja az anyagtudomány legújabb eredményeire támaszkodva egyre mélyebb ismereteket nyújtsanak az anyagok szerkezetéről, és amelyek birtokában ma még sokszor elképzelhetetlen tulajdonságok megvalósítását lehetővé teszik. A kutatómunkába számos fiatal kapcsolódik be azzal a céllal, hogy a megszerzett tudás minél szélesebb körben hasznosuljon. A projekt tapasztalt külföldi résztvevői segítik a kutatási téma célkitűzésének megvalósulását.

Az **első részprojekt** alapvető célja az intenzív képlékeny alakító eljárásokkal a teherviselő keresztmetszet csökkentése nélkül elérhető ún. telítési állapot sajátosságainak a megértése. Alkalmazott technikával fémes anyagok olyan állapotba hozhatók, amelyben a képlékeny hitegalakítás hatására sem a folyási határ, sem az anyag diszlokációsűrűsége tovább már nem változik, vagyis az anyag „telített” állapotba kerül. Ennek a kutatási iránynak szerves folytatását jelentik a nagy hőmérsékletű többtengelyű kovacsosítással végzett kísérletek, amelyek az ultrafinom szemcseméretű (~1 µm) ferrites szövétű acélok előállításának lehetőségeit alapozzák meg. A Dunaújvárosi Főiskolán működő **Gleeble 3800 típusú termomechanikus szimulátoron** az acélok szokásos melegalakítási hőmérséklet-tartományában nagy alakváltozási sebességű és erőteljes alakítást biztosító műveletek hajtha-

tók végre. Főleg erre a kísérleti technikára támaszkodva a nagy szilárdságú és jól alakítható lemezanyagok új generációjának kifejlesztését alapozzuk meg.

A **második részprojekt** az atomerőmű technológiai rendszereiben alkalmazott szerkezeti anyagok tulajdonságainak az üzemi körülmények hatására történő megváltozásával (károsodásával), és ennek a biztonság szempontjából fontos berendezések szerkezeti integritására gyakorolt hatásával foglalkozik. A nyomott vizes atomerőművekben (ilyen a paksi atomerőmű) a meghatározó károsodási folyamatok a következők: a ferrites szerkezetű reaktortartály acél gyorsneutron-sugárzás okozta ridegítése (sugárkárosodás), a ~300 °C hőmérsékletű tartós üzem hatására történő termikus öregedés (ferrites és ausztenites acélok) és az indítások és leállítások, illetve a terhelésváltozások okozta mechanikai és hőterhelések eredményeként bekövetkező kisciklusú fáradás.

Az említett károsodási folyamatok közül kutatás tárgyát képezi a reaktor szerkezeti anyagok kisciklusú fáradása, ahol a fáradási folyamat előrehaladásának energetikai alapú értékeléséhez járulunk hozzá új ismeretekkel, valamint a neutron-sugárzás hatására az anyagban felgyorsuló szegregációs és precipitációs folyamatok termodinamikai leírása. Ezek mellett új ismereteket szerzünk különböző roncsolásmentes módszerek alkalmazhatóságáról a károsodás anyagszerkezeti változásainak a követésében.

A projekt mindkét területén kiemelt hangsúlyt kap a fizikai szimuláció. Ennek meghatározó eszköze a már említett **Gleeble 3800** termomechanikai szimulátor, illetve ide tartozik a **pácoló szimulátor** is. A matematikai vagy számítógépes szimuláció területén három, jellegét tekintve eltérő alkalmazást emelhetünk ki. A **COMSOL** programot az intenzív képlékeny alakítási folyamatok szimulációjához, valamint a termomechanikus fárasztó kísérleteink modellezésé-

hez használjuk. A **JMatPro** szoftvert a szerkezeti és a saválló acélok átalakulási folyamatainak elemzésekor vetjük be. Hazánkban teljesen újszerű alkalmazási lehetőséget rejt a **CIVA** roncsolásmentes vizsgálati szakértői rendszer alkalmazása, ami az ultrahang és a folytonossági hiány kölcsönhatását modellezi.

A célzott alapvető kutatással jellemzett munkaprogram jó példája napjaink meghatározó cselekvéstípusa ~ a hálózati építés (networking) ~ megtestesítésének. A kutatómunka társadalmi megújulásban (vö. TÁM) betöltött szerepét és hatását a projekt „elemei” közötti kapcsolatrendszeren keresztül, annak koherenciája alapján lehet megítélni. Az elemeket különböző megközelítésből és különböző szinteken definiálhatjuk. Ha az anyagtudomány, mint önálló diszciplína alkotóelemeit vizsgáljuk (anyagösszetétel és anyagszerkezet, gyártástechnológia, tulajdonságok és az anyagok viselkedése üzemi körülmények hatására), akkor megállapíthatjuk, hogy a projekt kutatási területei érintik az anyagtudomány szinte minden egyes területét. Nem hagyományos gyártástechnológiákat kutatunk annak érdekében, hogy azokból ipari technológia legyen kifejleszthető.

Meggyőződésünk, hogy a projektben résztvevő kutatók a munkaterv feladatainak teljesítése során olyan kompetenciák birtokába jutnak, amelyek képessé teszik őket a 21. század technikai és technológiai kihívásaira meggyőző választ adni. Ezt a víziót fogalmazza meg a „Nagy teljesítőképességű szerkezeti anyagok kutatása” tárgyú projekt mottója: **A JELEN TUDOMÁNYA A JÖVŐ GYAKORLATA.**

Köszönetnyilvánítás

A bemutatott TÁMOP-4.2.2.A-11/1-KONV-2012-0027 azonosító jelű projekt az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósul meg.

TWIP-acélok alakváltozási mechanizmusának vizsgálata

A TWIP-acélok jellemzője, hogy alakváltozás hatására nagyszámú deformációs ikerhatár képződik bennük. A jellemző deformációs folyamat az anyag rétegződési hiba energiájától függ, amelyet nagymértékben befolyásol az acél összetétele és az alakítás hőmérséklete.

Egy adott TWIP összetételű acél ikerképződési mechanizmusát vizsgáltuk szakítóvizsgálattal három eltérő hőmérsékleten és szakítási sebesség mellett a valódi feszültség–valódi alakváltozás görbe alapján. Az ikerképződés aktivizálódásához tartozó kritikus alakváltozás a hőmérséklet növelésével csökkent, míg a szakítósebesség növelésével emelkedett. Ennek következményeként nagyobb hőmérsékleten az ikerképződés mértéke, így a pillanatnyi keményedési kitevő és az $R_m/R_{p0,2}$ hányados értéke is növekedett.

Bevezetés

A TWIP- (TWinning Induced Plasticity – ikerképződés indukálta képlékenység) acélok különleges jelentőséggel bírnak az autóipar számára, köszönhetően nagy szilárdságuknak, szívósságuknak és alakíthatóságuknak. Ezek az acélok szobahőmérsékleten tisztán ausztenites szövetűek, elsősorban a jelentős mangántartalom miatt. A TWIP-acélok nagy keményedőképességét és keményedési kitevőjét az ausztenitben alakítás hatására lejátszódó ikerképződés biztosítja. A keményedési kitevő a 0,5-ös értéket is elérheti. A kiváló alakíthatósággal párhuzamosan akár 60-70%-os szakadási nyúlás, helyesen beállított ötvöztartalom esetén 900 MPa feletti szakítószilárdság is jellemezheti ezt az acéltípust [1].

Az ausztenit szobahőmérsékleten való stabilitását a már említett nagy mangántartalom (15–35%) biztosítja, amely nagymértékben befolyásolja az anyag rétegződési hiba energia (Stacking Fault Energy, SFE) értékét. Jelentős szerepe van az alumíniumnak, amely befolyásolja az ausztenit stabilitását, szilárdságnövelő hatása mellett a korrózióállóságot is segíti. A szilícium, ellentétben az alumíniummal, csökkenti az SFE értékét, hatásoosan gátolja a cementit kiválását, segítve az ausztenit stabilitását. Legtöbb esetben az előző két ötvözőelem maximális értéke nem halad-

ja meg a 3%-ot. Az ausztenit stabilizása szempontjából a széntartalom is nagy jelentőséggel bír, a növekvő széntartalom csökkenti az SFE-értéket, amely elősegíti az ikerhatár-képződést. Azonban 0,6% széntartalom felett a vaskarbid kiválás fokozott mértékben ronthatja a mechanikai tulajdonságokat.

Az alakítás hatására az anyagban lejátszódó különböző deformációs mechanizmusok szoros kapcsolatban állnak az anyag rétegződési hiba energiájával. Meghatározásával becsülhető illetve beállítható az anyag ötvöztartalma annak érdekében, hogy az alakváltozás során az ikerhatár-képződés domináljon. Az SFE értéke erősen függ az anyag összetételétől és a hőmérséklettől. Amennyiben az SFE értéke kb. 20 mJ/m² alatti érték, akkor az alakváltozás indukálta ε típusú martenzites átalakulás helyeződik előtérbe [2]. Az összetételtől függően keletkezhet α típusú martenzit is. Ezek a mechanizmusok jellemzik a TRIP- (Transformation Induced Plasticity – átalakulás indukálta képlékenység) acélokat. Ellenkező esetben, ha a rétegződési hiba energia értéke meghaladja a 60 mJ/m² értéket, a diszlokáció csúszás a fő alakváltozási mechanizmus. Az ikerhatár-képződés tartománya 20-60 mJ/m² tartományba esik, azonban ezek a határok szakirodalmanként eltérőek lehetnek [3, 4]. Alakítás közben kialakuló deformációs ikerhatá-

rok a diszlokációk mozgását gátolják, hasonlóan a szemcsehatárokhoz. Az ikerhatár-sűrűség folyamatos növekedése az ausztenit szemcsét résztartományokra osztja, így fokozatosan csökken a diszlokációk által megtehető szabad úthossz. Ezt a jelenséget a szakirodalom dinamikus Hall–Petch-hatásnak is nevezi, amelynek eredménye az anyag nagymértékű keményedése [5].

A rétegződési hiba energia számítására több módszer ismeretes, az egyik legelterjedtebb az Olson és Cohen által bevezetett termodinamikai modell [6, 7].

$$SFE = 2\mu\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon} + 2\sigma^{\gamma/\varepsilon} \quad (1)$$

ahol μ az atomsűrűség a felületen középpontos köbös térrácsú ausztenit legsűrűbb illeszkedési síkján, $\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ az ε -martenzit és az ausztenit fázisok közötti kémiai szabadenergia különbség és $\sigma^{\gamma/\varepsilon}$ a martenzit és az ausztenit közötti felületi energia.

Egy TWIP-acél valódi feszültség–valódi alakváltozás görbéje ($\sigma' - \varphi$) három jól elkülöníthető szakaszra osztható [8]. Az I. szakaszban a görbe meredeksége ($d\sigma/d\varphi$) erőteljesen csökken, míg a keményedési kitevő (n) folyamatosan növekszik az alakváltozás növekedésével. Az ikerképződés a II. szakaszban aktiválódik, a $d\sigma/d\varphi$ görbe lokális minimumánál. Ebből következik, hogy egy minimális képlékeny alakváltozás (kritikus alakváltozás) szükséges a folyamat beindításához. A kialakult ikerhatárok között nagy diszlokációsűrűség alakul ki, és az ikerhatár-diszlokáció kölcsönhatás fokozatosan növeli az anyag szilárdságát. A III. szakasz a $d\sigma/d\varphi$ görbe lokális maximumánál kezdődik, ahol már nem az ikerhatár-diszlokáció, hanem az ikerhatár-ikerhatár kölcsönhatás okoz további szilárdságnövekedést. Az egyes szakaszok megkülönböztetésére mutat példát az 1. ábra.

Vizsgálataink célja a hőmérséklet és a szakítási sebesség (alakváltozá-

si sebesség) hatásának tanulmányozása a mechanikai tulajdonságokra és az ikerképződés mechanizmusára a valódi feszültség–valódi alakváltozás görbe elemzése alapján.

Kísérleti anyag és vizsgálati háttér

A szakító próbatestek előgyártmányai precíziós öntéssel készültek, amelyek utólagos hőkezelése 1000 °C-on 20 percig történt. A vizsgált TWIP-anyag egy nagy széntartalmú, alumíniummal és szilíciummal ötvöztött acél, amelynek összetétele az 1. táblázatban látható.

Az (1) egyenlet és a kémiai összetétel alapján a rétegződési hiba energia számítható. A számított SFE értéke szobahőmérsékleten a termodinamikai modell alapján 51,7 mJ/m². Az ikerhatár-képződés tartomány felső határának a 60 mJ/m²-es értéket alapul véve, méréseink során a vizsgálati hőmérsékleteket úgy választottuk meg, hogy SFE értéke a felső határ alatti, azzal megegyező illetve a határ feletti értéket vegyen fel. Ennek megfelelően a vizsgálati hőmérsékletek szobahőmérséklet, 100 °C és 150 °C. A vizsgált acél rétegződési hiba energiájának értékeit a vizsgálati hőmérsékleteken a 2. táblázat tartalmazza.

A szakítóvizsgálatokat a Gleeble 3800 termomechanikus szimulátoron végeztük el, nem arányos próbatesteken, 0,7, 7,5 és 50 mm/perc sebességgel. A szakítóvizsgálat alatt az átmérő és a mérőhossz változását folyamatosan mértük. A mérési összeállítást és a próbatest geometriai adatait a 2. ábra mutatja.

Mérési eredmények értékelése

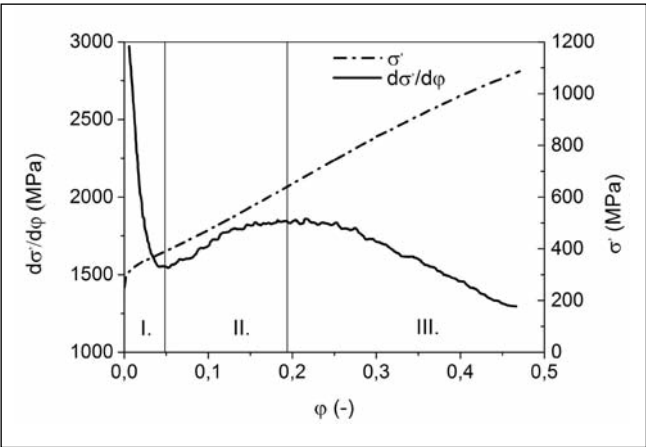
A növelt hőmérsékletű szakítóvizsgálatok során a próbatesteket 1°C/másodperc hevítési sebességgel melegítettük a vizsgálati hőmérsékletre, amit 3 perces hőn tartás követett. A 0,7 mm/perc szakítósebességgel vizsgált minták valódi feszültség–valódi alakváltozás diagramja és a mechanikai tulajdonságok változása a 3. ábrán látható. A kilenc mérési kombinációra vonatkozó mechanikai tulajdonságokat a 3. táblázat tartalmazza.

Adott szakítási sebességek mellett a hőmérséklet növelésével folyama-

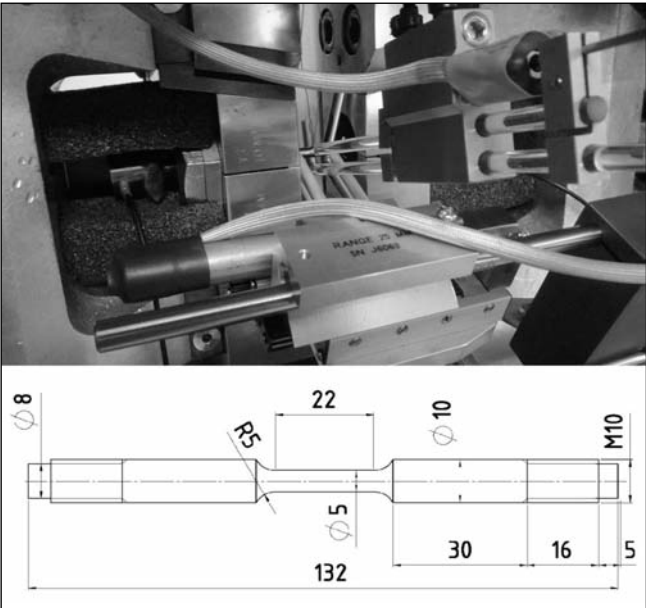
1. táblázat. A vizsgált acél összetétele

Fe (t%)	C (t%)	Mn (t%)	Al (t%)	Si (t%)	Cu (t%)	P (t%)	S (t%)
70,1	0,53	23,9	3,34	2,61	0,105	0,0056	0,0002

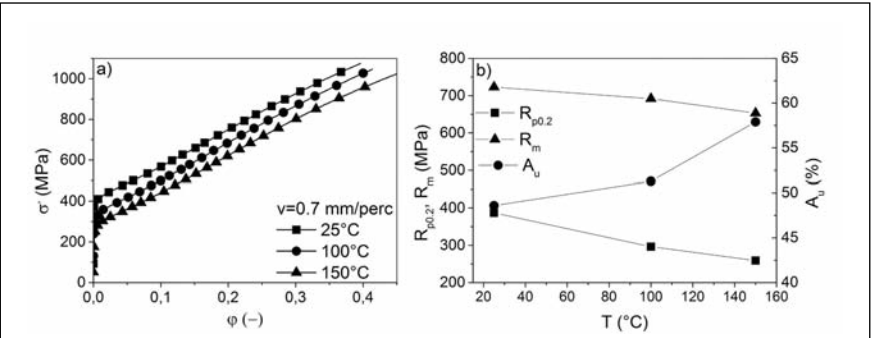
tosan csökkenő értékeket kapunk, míg az egyenletes nyúlás értékek növekednek. A szakítási sebesség oldaláról vizsgálva a mechanikai tulajdonságokat, adott hőmérsékleten az alakváltozási sebességet növelve a szilárdsági tulajdonságok javulnak, azonban a legjobb alakváltozó képesség a közepes szakítási sebesség mellett (7,5 mm/perc) mutatkozik. A legnagyobb szakítószilárdságot ($R_m = 745,9$ MPa) és egyezményes folyáshatárt ($R_{p0,2} = 461$ MPa) a legnagyobb szakítási sebesség mellett szobahőmérsékleten, míg a legnagyobb egyenletes nyúlást 150 °C-on 7,5 mm/perces szakítósebesség mellett mértük.



1. ábra. TWIP-acél valódi feszültség–valódi alakváltozás görbéjének három jellegzetes szakasza



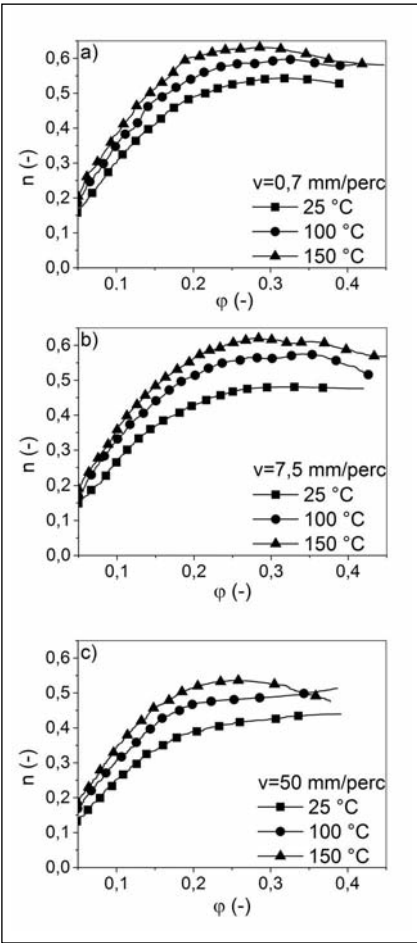
2. ábra. A mérési összeállítás és a próbatest geometriai adatai



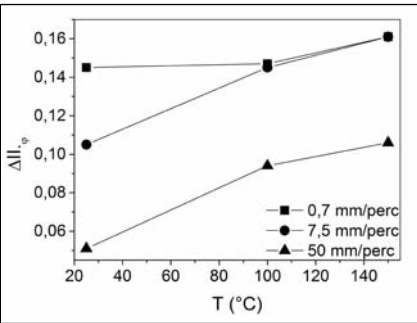
3. ábra. TWIP-acél valódi feszültség–valódi alakváltozás diagramja $v = 0,7$ mm/perc szakítási sebességgel (a) és a meghatározott mechanikai tulajdonságok változása (b)

2. táblázat. A rétegződési hiba energia értékei a vizsgálati hőmérsékleteken

T (°C)	SFE (mJ/m ²)
25	51,7
100	62,6
150	70,8



4. ábra. A pillanatnyi keményedési kitevő változása szakítóvizsgálat során



5. ábra. A II. szakasz alakváltozási tartományának változása a hőmérséklet függvényében

A pillanatnyi keményedési kitevő (n) értéke igen széles alakváltozási tartományban 0,3–0,6 közötti tartományban mozog. Az n értékét adott sebességek mellett a 4. ábra mutatja.

3. táblázat. Szakítóvizsgálattal meghatározott mechanikai tulajdonságok

T (°C)	v = 0,7 (mm/perc)			v = 7,5 (mm/perc)			v = 50 (mm/perc)		
	R _{p0,2} (MPa)	R _m (MPa)	A _u (%)	R _{p0,2} (MPa)	R _m (MPa)	A _u (%)	R _{p0,2} (MPa)	R _m (MPa)	A _u (%)
25	387,1	723,1	48,6	407,1	731,1	53,4	461,3	745,9	48,1
100	296,3	692,2	51,3	310,2	673,9	54,1	328,2	682,4	51,3
150	259,2	653,1	57,9	291,8	678,2	60,1	304,5	663,2	47,8

Megállapítható, hogy a hőmérséklet növekedésével a kitevő maximális értéke emelkedik, legnagyobb értéket 150 °C-on 0,7 mm/perc szakítósebesség mellett veszi fel. A szakítósebesség növekedésével a kitevő értéke fokozatosan csökken.

A valódi feszültség–valódi alakváltozás görbe és annak első deriváltja alapján ($d\sigma/d\phi$) az ikerképződés megindulásához szükséges kritikus alakváltozás és a folyamat szempontjából legfontosabb II. szakasz alakváltozási tartománya meghatározható. A szakítósebesség növekedésével a kritikus alakváltozás (az I. és II. szakasz határa) folyamatosan növekszik emelt hőmérsékleten, szobahőmérsékleten 0,7-7,5 mm/perc között szintén növekszik, azonban utána nem változik. A II. és III. szakasz határa, ezzel ellentétben, a sebesség növekedésével az egyre kisebb alakváltozások felé tolódik. Ennek következményeként a II. szakasz alakváltozási tartománya folyamatosan csökken. A hőmérséklet növekedésével azonban ez a tartomány jelentősen növekszik. A TWIP-acélok jelentős keményedését a II. tartományban történő jelentős ikerhatár-sűrűség növekedés eredményezi. Minél nagyobb alakváltozási tartományban történik az ikerképződés, feltételezhetően, a keményedési kitevő értéke és az ebben a tartományban mérhető szilárdságnövekedés is nagyobb lesz. Ezzel összhangban a pillanatnyi keményedési kitevő és annak maximális értéke 0,7 mm/perc szakítási sebességnél 150 °C-on figyelhető meg, ahol az ikerhatár-képződés tartománya (ΔII_{ϕ}) a legnagyobb (5. ábra).

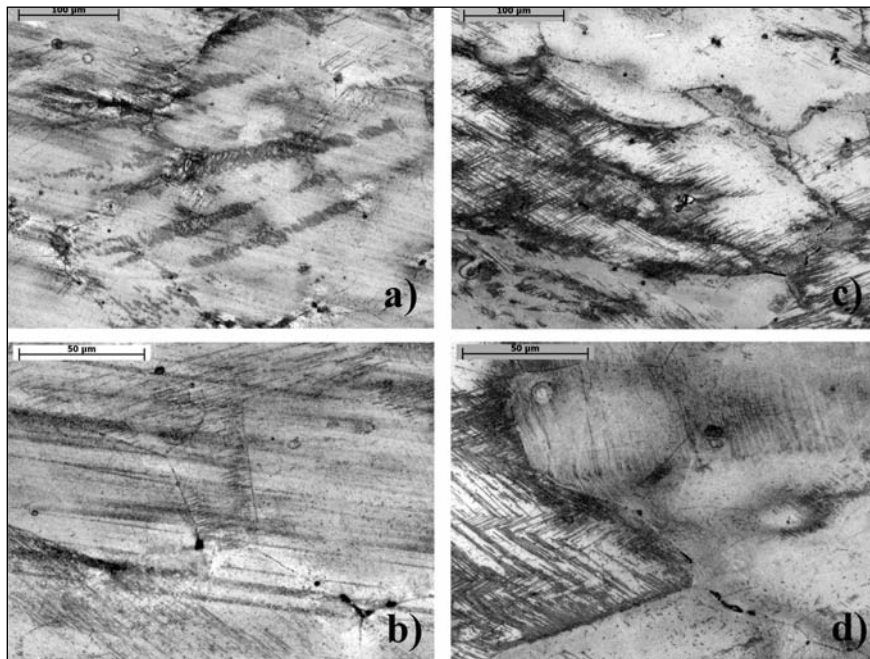
A kritikus alakváltozás jellemzően 0,03–0,05 alakváltozási tartományban található, ezért az egyezményes folyáshatár a hagyományos acéloknál ismert módon a hőmérséklet növekedésével csökken, illetve az szakítósebesség növekedésével növekszik. Az ikerhatár-képződés mértékét illetve annak szilárdságnövelő hatá-

sát az $R_m/R_{p0,2}$ hányados szemléletesebben fejezi ki. A hányadosra vonatkozó értékek a 4. táblázatban találhatóak. Látható, hogy az $R_m/R_{p0,2}$ hányados értéke a hőmérséklet növekedésével emelkedik, míg a szakítósebesség növekedésével csökken, összhangban a ΔII_{ϕ} alakváltozási tartomány és a keményedési kitevő változásával.

A vizsgált acél rétegződési hiba energiája az (1) egyenlet alapján 150 °C-on 70,8 mJ/m². A szakirodalmi adatok alapján 60 mJ/m² feletti értéknél már csak diszlokációcsúszás, mint alakváltozási mechanizmus van jelen. Ennek ellenére, a mérési adatok alapján, ezen a hőmérsékleten végzett szakítóvizsgálat mutatja a legnagyobb keményedést, amely nagyobb mértékű ikresedésre utal. Ennek kiderítésére a III. szakasz közepéig végzett megállított szakítóvizsgálatokat végeztünk 150 °C-on és szobahőmérsékleten 0,7 és 50 mm/perc-es szakítósebességgel. A mintákon optikai mikroszkópos vizsgálatokat végeztünk. Az alakítási ikerhatárok a szemcséken belül keletkeznek és a szemcsehatáron blokkolódnak. Az alakítási ikerhatárok finomabb eloszlásúak, mint a hőkezelés hatására létrejövő ikerhatárok. A mikroszkópi felvételek a 6. ábrán láthatóak különböző nagyítások mellett. Annál a mérési kombinációnál, ahol a keményedési kitevő értéke kisebb volt (6. ábra (a), (b)) láthatóan kevesebb ikerhatár mutatkozik, mint ahol a keményedés mértéke erőteljesebb volt (6. ábra (c), (d)).

4. táblázat. A szakítószilárdság és az egyezményes folyáshatár hányadosának változása

T (°C)	v = 0,7 (mm/perc)	v = 7,5 (mm/perc)	v = 50 (mm/perc)
25	1,87	1,80	1,62
100	2,34	2,17	2,08
150	2,52	2,32	2,18



■ **6. ábra.** Optikai mikroszkópos képek a III. szakasz alakváltozási tartományában megállított próbatestekről: (a) 50 mm/perc szakítósebesség, szobahőmérséklet, 200 × nagyítás és (b) 500 × nagyítás; (c) 0,7 mm/perc szakítósebesség, 150 °C, 200 × és (d) 500 × nagyítás

Összefoglalás

A vizsgálataink során egy nagy széntartalmú, alumíniummal és szilíciummal ötvözött TWIP összetételű acélminőség mechanikai tulajdonságait illetve a hőmérséklet és a szakítási sebesség hatását elemeztük az ikerhatár-képződés folyamatára. A szakítóvizsgálatokat három eltérő hőmérsékleten és szakítási sebesség mellett végeztük.

Az ikerhatár-képződés megindításához szükséges kritikus alakváltozás értéke a 0,03–0,05 tartományban változott, ennek következtében az egyezményes folyáshatár a hagyományos acélokéhoz (a fő alakváltozási mechanizmus a diszlokációcsúszás) hasonló viselkedést mutatott. A hőmérséklet növekedésével csökkent, és a szakítósebesség növekedésével emelkedett az $R_{p0,2}$ értéke. Az ikerhatár-képződés szakaszának (II. szakasz) kezdete a hőmérséklet növelésével egyre inkább a kisebb mértékű alakváltozások felé, míg a II. szakasz vége egyre inkább a nagyobb alakváltozások felé tolódott. Ennek köszönhetően az ikerhatár-képződés nagyobb alakváltozási tartományban játszódhatott le. A keményedési kitevő maximális értékét a 150 °C-on 0,7 mm/perc szakítási se-

besség esetén, míg a legkisebb keményedés kitevőt szobahőmérsékleten 50 mm/perc szakítósebesség mellett kaptuk. A pillanatnyi keményedési kitevő változásával összhangban a legnagyobb $R_m/R_{p0,2}$ értéket annál a hőmérséklet – szakítósebesség kombinációnál határoztuk meg, ahol a keményedési kitevő a legmagasabban futott. Ezzel ellentétes viselkedést mutatott az anyag növekvő szakítósebesség esetén, ahol a II. szakasz tartomány jelentősen csökkent. Így a keményedési kitevő és az $R_m/R_{p0,2}$ értéke is a nagyobb sebességeknél adott kisebb értékeket. A III. szakaszban megállított szakító próbatesteken végzett mikroszkópi vizsgálatok is nagyobb ikerhatár-sűrűséget mutatnak a 150 °C-on 0,7 mm/perc szakítási paraméterek esetén. Feltételezhetően a mangán mellett nagyobb mennyiségben jelen lévő egyéb ötvözők (szén, alumínium, szilícium) befolyásolhatják az ikerhatár-képződés rétegződési hiba energia szerinti felső határát.

Köszönetnyilvánítás

A publikáció elkészítését a TÁMOP-4.2.2.A-11/1/KONV-2012-0027 számú projekt támogatta. A projekt az Európai Unió támogatásával, az

Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósult meg.

Irodalom

- [1] A. Grajcar, W. Borek: Thermo-mechanical processing of high-manganese austenitic steels, Archives of Civil and Mechanical Engineering, 2008, Vol. VIII. No.4
- [2] N. K. Tewary, S. K. Ghosh, Supriya Bera, D. Chakrabarti, S. Chatterje: Influence of cold rolling on microstructure, texture and mechanical properties of low carbon high Mn TWIP steel, Materials Science and Engineering A 615, 2014, pp. 402–415.
- [3] S. Curtze, V.-T. Kuokkala: Dependence of tensile deformation behaviour of TWIP steels on stacking fault energy, temperature and strain rate, Acta Materialia 58 (2010) pp. 5129–5141.
- [4] Shigeo Sato, Eui-Pyo Kwon, Muneyuki Imafuku, Kazuaki Wagatsuma, Shigeru Suzuki: Microstructural characterization of high manganese austenitic steels with different stacking fault energies, Materials Characterizations 62, 2011, pp. 781–788.
- [5] H. Idrissi, K. Renard, L. Ryelandt, D. Schryvers, P. J. Jacques: On the mechanism of twin formation in Fe-Mn-C TWIP steels, Acta Materialia 58, 2010, pp. 2464–2467.
- [6] A. Dumay, J.-P. Chateau, S. Allain, S. Migot, O. Bouaziz: Influence of addition elements on the stacking-fault energy and mechanical properties of an austenitic Fe-Mn-C steel, Materials Science and Engineering A 483–484, 2008, pp. 184–187.
- [7] S. Allain, J.-P. Chateau, O. Bouaziz, S. Migot, N. Guelton: Correlations between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanism in Fe-Mn-C alloys, Materials Science and Engineering A 387–389, 2004, 158–162.
- [8] WangShu-han, LiuZhen-yu, Wang Guo-dong, Liu Jun-liang, Liang Gao-fei, Li Qiu-lin: Effects of Twin-Dislocation and Twin-Twin Interactions on the Strain Hardening Behavior of Twip Steels, Journal of Iron and Steel Research, International. 2010, 17(12), 70–74.

Ciklikus folyási feszültség meghatározása alumínium többtengelyű kovácsolásakor

Napjainkban az ultrafinom- illetve nanoszemcsés tömbi szerkezeti anyagok kísérleti úton történő előállítására leggyakrabban az intenzív képlékenyalakító eljárások (IKA) használatosak. Ezek egyike a többtengelyű kovácsolás, amelynek egy lehetséges változatát, a Gleeble fizikai szimulátor MaxStrain egységével végrehajtható kétirányú, többlépéses alakítássorozat kivitelezését és mechanikai kiértékelését mutatjuk be. A folyamat modellezése révén alkotott mechanikai modellel kiszámítottuk a folyási feszültséget leíró folyásgörbéket alumínium hidegalakításának esetére, majd eljárást dolgoztunk ki, amellyel a folyási feszültségnek erre az alakítási folyamatra jellemző ciklikus változását le tudjuk írni.

Bevezetés

Az elmúlt évtizedekben az ultrafinom- és nanoszemcsés tömbi szerkezeti anyagok kísérleti úton történő előállítására új eljárások jelentek meg az alakítástechnikában. Ezeket az angol-szász irodalom összefoglaló néven SPD-technikáknak nevezi (**S**evere **P**lastic **D**eformation = intenzív képlékeny alakítás). Az intenzív képlékenyalakító eljárásoknál az alakváltozási mérték a hagyományos alakító technológiáknál szokásos érték többszöröse. Az alakváltozás jellege általában nyíró, amely legtöbbször nagy hidrosztatikus nyomás alatt valósul meg, így az anyag alakíthatósága jelentősen növelhető. A kialakult mikroszerkezetre általában nagyszögű szemcsehatárokkal elválasztott ultrafinom (1 μm ...100 nm) vagy nanoméretű (10 nm alatti) szemcsék jellemzők, ezáltal a kiindulási állapotban durvaszemcsés anyag mechanikai és fizikai tulajdonságai jelentős mértékben megváltoznak, illetve javulnak [1, 2].

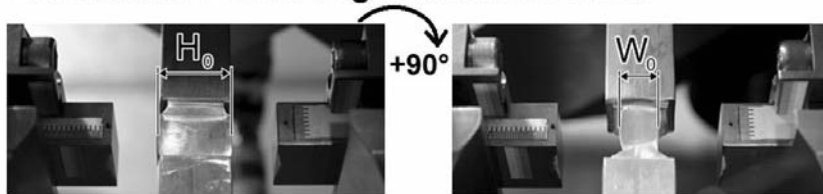
Az említett eljárások egyike a többtengelyű kovácsolás. Az eljárás során általában váltakozva, három irányból alakítjuk az anyagot szabadalakítással vagy súllyesztékes kovácsolással [3]. A többtengelyű kovácsolás egy speciális esete valósítható meg a Gleeble termomechanikus szimulátor MaxStrain egységével. A két irányból végrehajtható, ciklikusan ismétlődő alakítási folyamat főbb jellemzőit egy előző írásunkban már be-

mutattuk [4]. A növelt hőmérsékleten is elvégezhető alakítássorozat nagy pontossággal reprodukálható, így

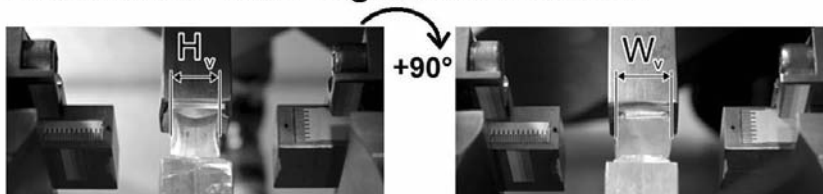
ezen eszközzel számos kutató különböző fémeken, mint réz [5], alumínium [6] vagy acélötvözetek [7] tanulmányozta a szemcsefinomodás mechanizmusát valamint a mechanikai tulajdonságok megváltozását.

A szimulátorral megvalósítható többtengelyű kovácsolási folyamat végeselemes modellezésén [8] túlmenően azonban nem született olyan munka, amely az ilyen jellegű alakítási folyamatok ipari technológiájának tervezése szempontjából kiemelten fontos alakítási szilárdság meghatározásával foglalkozna. Kutatómunkánk alapjaként, felhasználva a szimu-

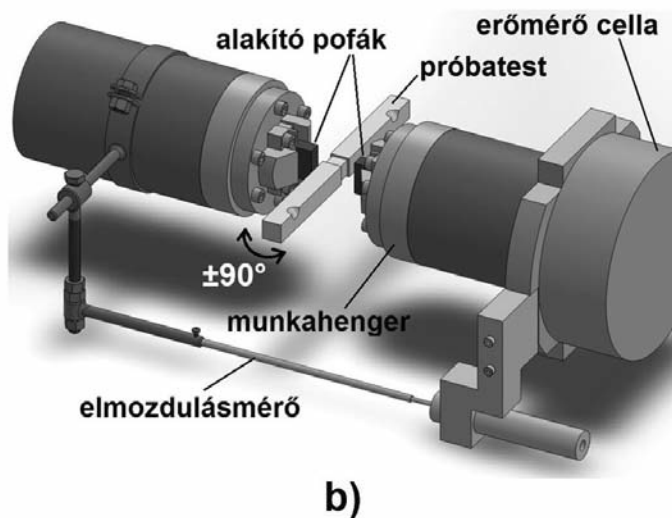
A főalakítás előtti regisztrált méretek:



A főalakítás utáni regisztrált méretek:



a)



b)

■ 1. ábra. A MaxStrain egységben megvalósuló kovácsolási technológia lépései (a) valamint a mérési összeállítás vázlata (b)

látor nyújtotta nagyfokú műszerezettség, egy olyan szimulációs programot és mérési összeállítást dolgoztunk ki, hogy a mért fizikai jellemzőket felhasználó mechanikai modellünkkel számítható az alakítási szilárdság változását leíró folyásgörbe az egyes kovácsolási lépésekben [9]. Jelen cikkünkben pedig egy alumíniumötvözet hidegalakításakor számított folyásgörbék kvantitatív leírásának egy lehetséges módját mutatjuk be.

A kovácsolási kísérletek bemutatása

Az alakítási kísérletek során extrudált AlSi1MgMn nemesíthető alumínium-ötvözzel dolgoztunk, amelyet előzetesen 380 °C-on végzett teljes lágyítással hőkezeltünk annak érdekében, hogy a természetes öregedés alakítási szilárdságra gyakorolt hatását minimalizáljuk. Az 1. ábrán látható mérési összeállításban a manipulátor által hossz tengelye mentén 90°-kal oda-vissza forgatott és hosszirányú alakváltozásában gátolt próbatest 12×12×10 mm-es hasáb alakú részét a két irányból váltakozva, wolframkarbid szerszámpárral nyomó irányban alakítjuk. Az egyes alakítási lépésekben a szerszámmozgás irányába eső alakváltozási mérték és sebesség is szabályozott, valamint az alakított térfogat jellemző méreteinek változása és az alakító erő is mintavételezésre kerül [9].

Az egyes irányokból végrehajtott zömítések két alakítási lépésre – elő- és főalakítás – bontottuk annak érdekében, hogy az 1/a. ábrán látható, az alakítás végére kialakuló hordósodott felületet sík alakra hozzuk, így a főalakítás során a mechanikai modellben feltételezett hasáb geometriát már a deformáció elején biztosítani tudjuk [9]. Előző kísérleteinkhez hasonlóan a szerszámmozgás irányába eső alakváltozási sebesség 0,1 1/s, az alakváltozási mérték az előalakítás esetében 0,1, míg a főalakításnál 0,4 volt. Jelen kísérlet során a próbatestet 40-szer alakítottuk szobahőmérsékleten az említett paraméterek mellett.

A folyásgörbék számítása

Az alakítások között, így minden egyes főalakítás elején és végén a

program mérte az alakított térfogat pillanatnyi méreteit (lásd 1/a. ábra), nevezetesen a szerszámmozgás irányába eső H_0 magassági méretet a főalakítás előtt, és a H_V méretet az után, valamint elforgatva a próbatestet az előbbi irányra merőlegesen értelmezett W_0 és W_V szélességi méreteket szintén az említett alakítás előtt illetve után. Az alakított térfogat harmadik, a próbatest hossz tengelyének irányába eső B_0 mérete állandó, megegyezik az alakító pofa szélességével. Ezek felhasználásával alakításonként meghatároztuk a sebességmező egyes komponenseit valamint a $\bar{\xi}$ egyenértékű alakváltozási sebességet és az $\bar{\varepsilon}$ egyenértékű alakváltozási mértékét. A sebességmező vastagság- és szélességirányú komponensei között az a_0 variációs paraméter definiálja a kapcsolatot oly módon, hogy az ebben a két irányban mért geometriai méretek, H_0 és H_V valamint W_0 és W_V mint határfeltételek teljesüljenek az adott sebességmezőn az alakítási lépés során. A k_f alakítási szilárdság számításához a virtuális teljesítmény elvét használtuk oly módon, hogy a teljesítménykomponenseket összegző funkcionált (1) az egyes alakításoknál érvényes alakváltozási sebességmezővel írtuk fel.

$$J = \iiint_{V_p} IdV + \iint_{A_i} \tau_i^* \Delta v_{\tau_i} dA + \iint_{A_\Delta} \tau_{\Delta_i} \Delta v_{\Delta_i} dA - \iint_{A_0} \tau_i^* v_i dA - Q_i^* v_i^* \quad (1)$$

Az összefüggésben az első tag a belső erők teljesítménye, amelyben az

$$I = \int_0^{\xi} k_f(\bar{\xi}) d\bar{\xi}$$

térfogategységre eső teljesítménynek a V_p alakított térfogatra vett integrálját számítjuk. A második tag a próbatest alakító pofákkal érintkező A_τ felületén ébredő súrlódó erők teljesítménye, ahol τ^* az A_τ felületen ébredő csúsztatófeszültség, Δv_τ pedig az alakított anyag rész relatív sebessége az A_τ felületen a szerszámmozgáshoz viszonyítva. A harmadik tag a próbatest szárának és alakított részének találkozásánál, az A_Δ szakadó felületen ható nyíró erők teljesítménye, ahol τ_Δ az A_Δ felületen ébredő nyírófeszültség, Δv_Δ pedig az alakított anyag rész relatív sebessége az A_Δ felületen a próbatest szárához viszonyítva. A negyedik tag az A_0 felületen ható t^* feszültség-

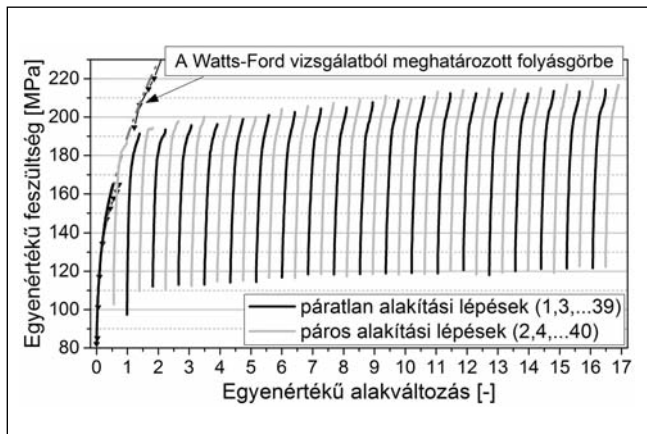
vektorok teljesítményét fejezi ki, amely ebben a modellben nulla. Az A_0 felület a külső terhelés átadásának helye, amely jelen esetben a próbatest alakító pofákkal érintkező A_τ felületeivel azonos. Az összeg utolsó tagja a próbatest gátolt axiális alakváltozásának hatására az alakított térfogat és a szár kapcsolódó felületén, azaz az A_Δ felületen ható Q^* ellennyomó erő teljesítményét adja meg, amelynél v_k^* a próbatest alakított térfogatától távolodó szárának a sebessége. A súrlódás következtében fellépő τ^* csúsztatófeszültséget az m Kudo súrlódási tényező segítségével fejezzük ki, melynek értékét az alakított térfogat geometriájának torzulásából számítjuk az 1/a. ábrán látható optikai nyomon követés felhasználásával [9]. A fenti összefüggésekben használt (*) jel a mechanikai szempontból adott mennyiséget jelöl.

Felhasználva, hogy az aktuális sebességmező minimalizálja a fenti funkcionált, azaz $\delta J = 0$, így a Ritz-módszer segítségével kifejezhető az (1) funkcionál utolsó tagjában szereplő ismeretlen nagyságú ellennyomás (q) értéke, amely $q = \frac{IQ^*}{A_\Delta}$ formában értelmezett. Másrészt a J teljesítmény számítható a külső erők teljesítményeként az F alakító erő és a szerszám v_0 sebességének felhasználásával, $J = 2Fv_0$ alakban. Ennek értéke az alakítás egyes időpillanataiban azonos az (1) funkcionál értékével, következésképpen az alakítási szilárdság az alábbi összefüggésből számítható [9].

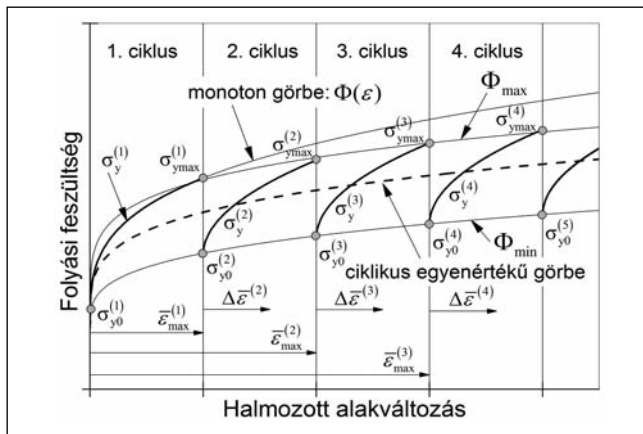
$$2Fv_0 = \bar{\xi}(a_0)k_fWB_0H + m \frac{k_f}{\sqrt{3}} \int_0^{B_0} \int_0^H \xi_0 \sqrt{x^2 + 2x^2a_0 + x^2a_0^2 + a_0^2y^2} dx dy + \frac{k_f}{\sqrt{3}} \int_0^H \int_0^H \xi_0 \sqrt{z^2 + a_0^2y^2} dy dz - 2q\xi_0(1+a_0)B_0HW \quad (2)$$

$$\text{ahol } \bar{\xi} = \frac{2}{\sqrt{3}} \frac{v_0}{H} \sqrt{1+a_0+a_0^2}$$

az egyenértékű alakváltozási sebesség. A merev-képlékeny anyagi viselkedést leíró modellben feltételeztük, hogy az alakítási szilárdság az egyes időlépések alatt és a teljes alakított térfogatban egyaránt konstans. A 2. ábrán tüntettük fel a 40 alakítási lépésre számított folyásgörbéket a halmazott alakváltozás függvényében. A folyásgörbék rugalmas alak-



■ 2. ábra. A 40 alakításhoz számított folyásgörbék az alakított térfogatban akumulálódott alakváltozás függvényében [10]



■ 3. ábra. Az egyes alakítási lépésekhez számított folyásgörbék leírásának szemantikus vázlata

változási tartományba eső szakaszát az arányossági határig eltávolítottuk.

A ciklikus folyási feszültség változásának leírása

A folyásgörbék vizsgálva megállapítható, hogy az első alakítás folyásgörbéje a monoton mechanikai vizsgálattal (Watts–Ford-vizsgálat) meghatározott alakítási szilárdság értékekre illesztett görbével közel egybeesik. Megállapítottuk, hogy a terhelés irányának megváltozásakor az előző alakításra jellemző maximális alakítási szilárdsághoz viszonyítva a folyás lényegesen alacsonyabb feszültség-szinten indul meg. A teljes görbét vizsgálva, az arányossági határok és a maximális alakítási szilárdság értékei is ciklikus váltakozást, összességében növekedést mutatnak. A folyási feszültség ilyen jellegű változásának leírásához a ciklikus képlékeny alakváltozás Masing-féle általánosított egyenletét [11] használjuk fel, amely szerint a folyási függvény az n -edik képlékeny alakváltozási ciklusban:

$$\sigma_y^{(n)} = \alpha^{(n)} \Phi \left(\frac{\Delta \varepsilon^{(n)}}{\gamma^{(n)}} \right), \quad \Delta \varepsilon^{(n)} = \bar{\varepsilon} - \bar{\varepsilon}_{\max}^{(n-1)} \quad (3)$$

ahol α és γ az alakváltozás történetétől függő paraméterek, $\bar{\varepsilon}_{\max}^{(n-1)}$ az $(n-1)$ -edik alakítási lépés végi halmozott alakváltozás illetve $\bar{\varepsilon}$ a pillanatnyi halmozott alakváltozás értéke.

Kiindulva a (3) egyenletből az alábbi összefüggéseket és függvényeket fogjuk meghatározni:

- a folyási feszültség alsó és felső határoló görbéjét,
- a folyási feszültség alakulását leíró összefüggést,

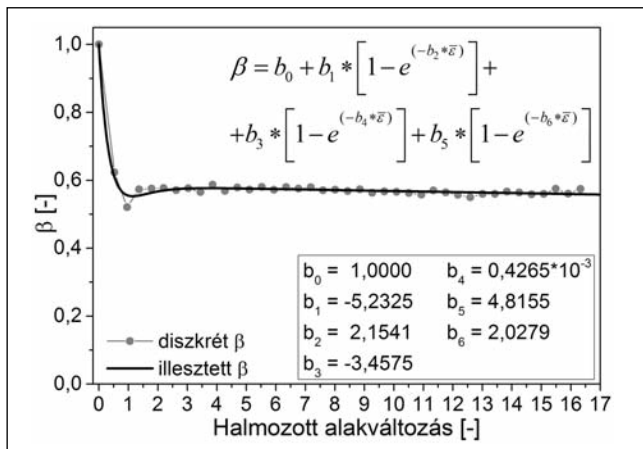
- a befektetett képlékeny alakváltozási munka alapján meghatározott egyenértékű folyásgörbét.

A kiértékeléshez az első terhelési ciklusra vonatkozó $\sigma_y^{(1)}$ folyásgörbét használjuk fel, amely tehát a teljes monoton folyási görbe része. Első lépésként illesztéssel határoztuk meg a két görbét leíró közös Φ folyási feszültség függvényt. Az illesztő függvényt úgy választottuk meg, hogy mind ehhez, mind pedig a későbbiekben definiált mennyiségek diszkrét értékeinek illesztéséhez megfelelő legyen. A választott függvény típusa a Lademo-függvény, amelyet a szerző [12] a folyási feltétel megadásánál szintén folyásgörbék leírására használ. A Lademo-függvény általános alakját k_0 , k_1 , k_2 , k_3 , k_4 , k_5 , k_6 együtthatókkal, az $\bar{\varepsilon}$ egyenértékű alakváltozás behelyettesítésével a (4) összefüggés szerint alkalmaztuk az első terhelési ciklusra vonatkozó folyásgörbe leírására.

$$\sigma_y^{(1)} = \Phi(\bar{\varepsilon}) = k_0 + k_1(1 - e^{-k_2 \bar{\varepsilon}}) + k_3(1 - e^{-k_4 \bar{\varepsilon}}) + k_5(1 - e^{-k_6 \bar{\varepsilon}}) \quad (4)$$

1. táblázat. A β paraméterekre illesztett függvények formulája és a konstansok értékei

β függvénye: (Lademo)		$\beta(\bar{\varepsilon}) = b_0 + b_1 \left[1 - e^{(-b_2 \bar{\varepsilon})} \right] + b_3 \left[1 - e^{(-b_4 \bar{\varepsilon})} \right] + b_5 \left[1 - e^{(-b_6 \bar{\varepsilon})} \right]$					
b_0	b_1	b_2	b_3	b_4	b_5	b_6	
1,0000	-5,2325	2,1541	-3,4575	$0,4265 \times 10^{-3}$	4,8155	2,0279	



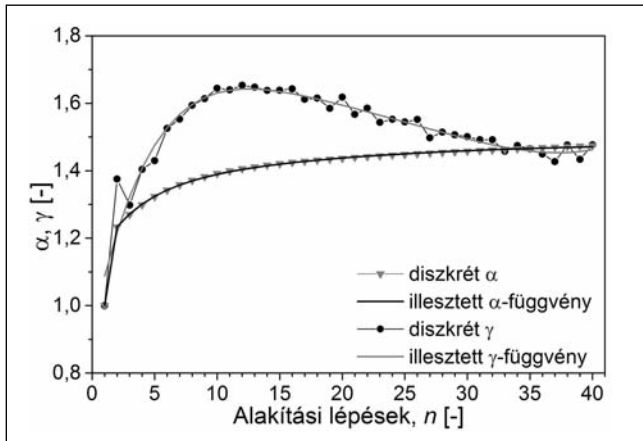
■ 4. ábra. A β paraméter diszkrét értékei és illesztett függvénye

A további alakítási lépések $\sigma_y^{(i)}$, $i > 1$ folyásgörbéiből rendelkezésre állnak a $\sigma_{y \max}^{(i)}$ maximális illetve a $\sigma_{y0}^{(i)}$ minimális folyási feszültségek, amelyeket páronként ($\sigma_{y \max}^{(i-1)}$, $\sigma_{y0}^{(i)}$) az egyes alakítási ciklusok határára, a terhelés irányának váltásánál definiálunk a 3. ábra szerint.

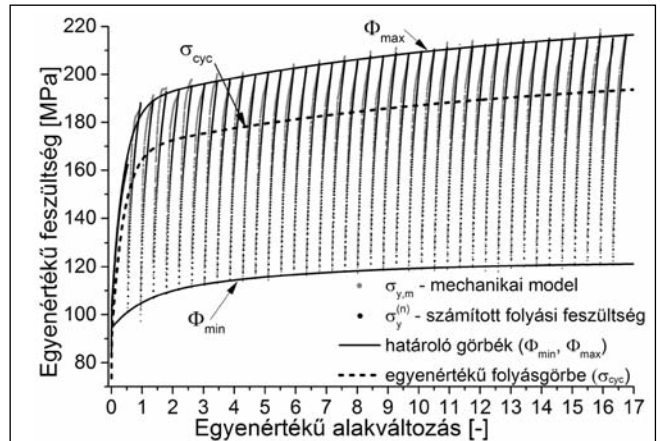
Bevezetjük a β paramétert, amely a terhelés irányának megváltozásakor tapasztalható feszültségcsökkenést, a Baushinger-effektus hatását a folyásgörbék említett szélsőértékeinek felhasználásával az alábbi összefüggés szerint írja le:

$$\beta \left(\bar{\varepsilon}_{\max}^{(i-1)} \right) = \frac{\sigma_{y0}^{(i)}}{\sigma_{y \max}^{(i-1)}}, \quad i > 1 \quad (5)$$

Ábrázolva a kapott értékeket az $\bar{\varepsilon}$ halmozott egyenértékű alakváltozás



■ 5. ábra. Az α és γ paraméterek diszkrét értékei és illesztett függvényeik



■ 6. ábra. A mechanikai modellel számított és a függvénykapcsolattal meghatározott folyási feszültségek összehasonlítása

függvényében látható, hogy β értéke a kezdeti ingadozást követően a $[0,55...0,60]$ intervallumban stabilizálódik. A Lademo-függvény általános formáját $b_0, b_1, b_2, b_3, b_4, b_5, b_6$ együtthatókkal illesztve β diszkrét értékeire, a 4. ábrán látható a kapott görbe, amelynek egyenletét valamint a függvény együtthatóinak értékét az 1. táblázat tartalmazza.

Az illesztett függvény értékeit természetesen csak az egyes alakítási ciklusok határán érvényes halmozott alakváltozásokkal számítva használjuk a továbbiakban, hiszen β értéke alakításonként konstans.

Az egyes folyásgörbék kezdeti és végpontjai közül a végpontok, azaz a maximális alakítási szilárdság értékek meghatározása egzaktabb, mint az arányossági határoké. Ennek értelmében először a Lademo-függvény illesztésével meghatároztuk a maximális feszültségek határoló görbéjét $\Phi_{\max} = f(\sigma_{y0}^{(i)})$ alakban a 3. ábrán látható módon. Ennek, valamint a β függvénynek a $\bar{\epsilon}_{\max}^{(i)}$ helyeken vett értékeiből kiszámítottuk a folyásgörbék kezdőpontjait reprezentáló $\sigma_{y0}^{(i)}$ értékeket az alábbi összefüggés alapján.

$$\sigma_{y0}^{(i)} = \beta(\bar{\epsilon}_{\max}^{(i)}) \cdot \Phi_{\max}(\bar{\epsilon}_{\max}^{(i)}) \quad (6)$$

Ezt követően szintén Lademo-típusú függvény illesztésével, a kiszámított $\sigma_{y0}^{(i)}$ értékekre meghatároztuk a folyásgörbék alsó határoló görbéjét, amelyet a 3. ábrán feltüntetett $\Phi_{\min} = f(\sigma_{y0}^{(i)})$ elvi görbe reprezentál.

Ahhoz azonban, hogy a ciklikus folyásgörbe egyes szakaszait a monoton alakításra vonatkozó folyási

függvény segítségével le tudjuk írni, nem elegendő a β paraméter. Ehhez használjuk az α és γ paramétereket, amelyek segítségével az első, monoton alakítás folyási függvényét olyan alakra transzformáljuk, amelynek a kezdő és végpontja a feszültségértékeket tekintve azonos a további alakítások folyásgörbéjének ugyanazon pontjaival. Az α paraméter az előbbieken kiszámított $\sigma_{y0}^{(i)}$ kezdeti folyási feszültségek és a monoton görbe $\sigma_{y0}^{(1)}$ kezdőpontjának viszonyát fejezi ki az alábbi összefüggés szerint.

$$\alpha(\bar{\epsilon}_{\max}^{(i-1)}) = \frac{\sigma_{y0}^{(i)}}{\sigma_{y0}^{(1)}} = \frac{\Phi_{\min}(\bar{\epsilon}_{\max}^{(i-1)})}{\sigma_{y0}^{(1)}}, \quad i > 1 \quad (7)$$

Az α értéke $i=1$ esetben természetesen egy, hiszen $\sigma_{y0}^{(i)}$ -t önmagával osztjuk.

Miután az α paraméterrel megadjuk a további alakítások kezdeti folyási feszültségét, a γ értékeinek segítségével módosítjuk az első alakítás folyási feszültség függvényét úgy, hogy az a további alakításoknál a (3) összefüggés által meghatározott maximális folyási feszültségek egybe essenek az eredeti maximum feszültségek Φ_{\max} határoló görbéjének $\bar{\epsilon}_{\max}^{(i)}$ helyeken felvett értékeivel.

A γ paraméter diszkrét értékeit külön-külön minden egyes alakítási lépésre az alábbi összefüggés szerint számítjuk.

$$\Phi_{\max}(\bar{\epsilon}_{\max}^{(n)}) - \alpha^{(n)} \Phi\left(\frac{\Delta \bar{\epsilon}^{(n)}}{\gamma^{(n)}}\right) = 0 \rightarrow \gamma^{(n)}, \quad i > 1 \quad (8)$$

A γ értéke az első alakítás esetében 1, hiszen az első folyásgörbét kvázi önmagába transzformálja a (8) összefüggés.

Míg a β paramétert az alsó és felső határoló görbék közötti kapcsolat leírására használtuk, addig az α és γ paraméterek felhasználásával a további alakításoknál érvényes folyási feszültségeket matematikai összefüggéssel írhatjuk le. Ebből következik, hogy ez utóbbi két paraméter értékeit nem a halmozott alakváltozás, hanem az alakítási lépések számának függvényében célszerű megadni, illetőleg a függvényillesztést így elvégezni. Az 5. ábrán láthatóak a paraméterek diszkrét értékei valamint az illesztett függvények lefutása. A 2. táblázat pedig az illesztett függvények formuláját és az egyes konstansok értékeit tartalmazza.

2. táblázat. Az α és γ paraméterekre illesztett függvények formulája és a konstansok értékei

α függvénye: (Lademo)		$\alpha(n) = a_0 + a_1 * [1 - e^{(-a_2 * n)}] + a_3 * [1 - e^{(-a_4 * n)}] + a_5 * [1 - e^{(-a_6 * n)}]$				
a_0	a_1	a_2	a_3	a_4	a_5	a_6
-23,2939	24,4209	4,8653	0,1999	0,3000	0,1573	$0,6156 \times 10^{-1}$
γ függvénye: (7-ed fokú polinom)		$\gamma(n) = g_0 + g_1 * n + g_2 * n^2 + g_3 * n^3 + g_4 * n^4 + g_5 * n^5 + g_6 * n^6$				
g_0	g_1	g_2	g_3	g_4	g_5	g_6
0,9284	0,1747	$-0,1648 \times 10^{-1}$	$0,7849 \times 10^{-3}$	$-0,2085 \times 10^{-4}$	$2,8826 \times 10^{-7}$	$-1,5760 \times 10^{-9}$

3. táblázat. Az alsó és felső határoló görbék valamint az egyenértékű folyásgörbe egyenlete

Φ_{\max}	$225,6425 - 37,9964 \cdot e^{-0,0837\bar{\epsilon}} - 87,5434 \cdot e^{-2,5367\bar{\epsilon}} - 17,8925 \cdot e^{-176,6183\bar{\epsilon}}$
Φ_{\min}	$121,9126 - 12,1203 \cdot e^{-299,7847\bar{\epsilon}} - 14,5629 \cdot e^{-0,1722\bar{\epsilon}} - 13,0192 \cdot e^{-1,0385\bar{\epsilon}}$
σ_{cyc}	$c \cdot \Phi_{\max} = 0,894 \cdot \Phi_{\max}$

A továbbiakban az α és γ paraméter diszkrét értékei helyett az azokra illesztett folytonos függvényeknek az alakítási lépések számában $n = [1, 2, \dots, 40]$ felvett értékeit használjuk. Felhasználva az $\alpha(n)$ és $\gamma(n)$ függvényeket valamint az első alakítás folyásgörbéjére illesztett $\sigma_y^{(1)}$ folyási feszültség függvényt a folyási feszültség változása az alakítási lépések számának függvényében az alábbi összefüggéssel leírható.

$$\sigma_y^{(n)} = \alpha(n) \cdot \sigma_y^{(1)} \left(\frac{\bar{\epsilon}}{\gamma(n)} \right) = \alpha(n) \left[225,4613 - 55,3515 \cdot e^{\left(\frac{-0,263941\bar{\epsilon}}{\gamma(n)} \right)} - 19,6697 \cdot e^{\left(\frac{-27,287993\bar{\epsilon}}{\gamma(n)} \right)} - 68,2298 \cdot e^{\left(\frac{-3,202360\bar{\epsilon}}{\gamma(n)} \right)} \right] \quad (9)$$

A 6. ábrán láthatóak a mechanikai modellel számított, 2. ábrán bemutatott folyásgörbék, valamint a (8) összefüggéssel meghatározott folyási feszültségek és azok felső illetve alsó határoló görbéi.

A 6. ábrán szaggatott vonallal jelölt görbe a ciklikus alakítási folyamatra jellemző, általunk meghatározott σ_{cyc} egyenértékű folyásgörbét ábrázolja. Meghatározásának elve, hogy a teljes alakítási folyamat képlékeny alakváltozási munkája és az egyenértékű folyási feszültség munkája egyenlő legyen, azaz

$$\sum_{i=1}^n \int_0^{\Delta \bar{\epsilon}^{(i)}} \sigma_y^{(i)} d\bar{\epsilon} = \int_0^{\bar{\epsilon}_{\max}^{(n)}} \sigma_{\text{cyc}} d\bar{\epsilon} \quad (10)$$

Az egyenértékű görbe egyenletét a Φ_{\max} görbe arányos transzformációjával e kritérium teljesülése mellett állítottuk elő. A 3. táblázat tartalmazza az alsó és felső határoló görbék valamint az egyenértékű folyásgörbe egyenletét.

Összefoglalás, következtetések

A bemutatott többtengelyű alakítási kísérlet során végrehajtott – a szerzők számomra irányában szabályozott mértékű és sebességű – alakításokból nyert adatok felhasználásával, a kidolgozott mechanikai modell segítségével kiszámítottuk az alakítási szilárdság változását leíró folyásgörbét. Kidolgoztunk egy olyan kiértékelési eljárást, melynek során az első, önmagában még monoton alakítás folyásgörbéjével és három paraméter segítségével matematikailag leírható a folyási feszültség változása az egész alakítási folyamatnál. Továbbá meghatároztuk az alakítási szilárdság intervallumának alsó és felső határoló görbéit, amelyek az adott anyagra nézve a technológia fontos jellemzői. Emellett a folyamatra jellemző teljes képlékeny alakváltozási munka ekvivalenciájára alapozva egyenértékű folyásgörbét definiáltunk, amely az alakítási folyamatra jellemző közepes vagy egyenértékű folyási feszültséget írja le.

Köszönetnyilvánítás

A kutatómunka a TÁMOP-4.2.2.A-11/1/KONV-2012-0027 projekt keretében valósult meg az Európai Unió és az Európai Szociális Alap támogatásával.

Irodalom

[1] A. Azushima, R. Kopp, A. Korhonen, D. Y. Yang, F. Micari, G. D. Lahoti, P. Groche, J. Yanagimoto, N. Tsuji, A. Rosochowski, A. Yanagida: Severe plastic deformation (SPD) processes for metals. CIRP Annals – Manufacturing Technology 57 (2008) p. 716–735.
[2]. Z. Valiev, R. K. Islamgaliev, I. V. Alexandrov: Bulk nanostructured materials from severe plastic de-

formation. Progress in Materials Science 45 (2000) p. 103–189.
[3] R. Kapoor, A. Sarkar, R. Yogi, S. K. Shekhawat, I. Samajdar, J. K. Chakravartty: Softening of Al during multi-axial forging in a channel die. Materials Science & Engineering A 560 (2013) p. 404–412.
[4] Bereczki P., Verő B., Janó V.: Többtengelyű hidegalakítási kísérletek. BKL Kohászat, 146. évfolyam, 2013/2. szám, p. 31–37.
[5] R. Kuziak, W. Zalecki, S. Weglarczyk, M. Pietrzyk: New possibilities of achieving ultrafine grained microstructure in metals and alloys employing MaxStrain technology. Solid State Phenom. 101/102 (2005) p. 43–48.
[6] Stan T. Mandziej: Severe Plastic Deformation of Al Alloys. In: METAL 2013, 15–17. 5. 2013, Brno, Czech Republic (ISBN 978-80-87294-39-0).
[7] J. Majta, K. Muszka: Mechanical properties of ultra fine-grained HSLA and Ti-IF steels. Materials Science and Engineering A 464 (2007) p. 186–191.
[8] Roman Kuziak et. al.: Symulacja uzyskiwania struktur ultradrobnoziarnistych i nanokrystalicznych metodą skumulowanego odkształcenia plastycznego. ROK WYD. LXII ZESZYT 12/2003.
[9] P. Bereczki, V. Szombathelyi, G. Krállics: Determination of flow curve at large cyclic plastic strain by multiaxial forging on Max-Strain System. International Journal of Mechanical Sciences 84 (2014) p. 182–188.
[10] P. Bereczki, V. Szombathelyi, G. Krállics: Producing of Ultrafine grained Aluminum by Cyclic Severe Plastic Deformation at Ambient Temperature. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering 63 (2014) p. 1–10.
[11] V. V. Moskvitin: Ciklicheskie nagruzenija elementov konstrukcij. Izdatelstvo Nauka (1981).
[12] O. G. Lademo, O. S. Hopperstad, M. Langseth: An evaluation of yield criteria and flow rules for aluminium alloys. International Journal of Plasticity 15 (1999) p. 191–208.

Könyöksajtoló rézminták újrakristályosítása

A nagymértékű intenzív képlékeny alakító eljárások, köztük a könyöksajtolás is ultrafinom vagy nanoszemcsés mikroszerkezetet eredményez. A finomodott szövetszerkezet stabilitása igen csekély, akár szobahőmérsékleten is képes újrakristályosodni. Kutatómunkánk során könyöksajtoló rézminták újrakristályosodásával foglalkoztunk. Az átsajtolási szám függvényében határoztuk meg az újrakristályosodás hőmérséklet-tartományát. Továbbá az anyagban alakítás során tárolt és újrakristályosodás során felszabaduló energiát, aktiválási energiát határoztuk meg többféle számítási mód alkalmazásával.

1. Bevezető

Az intenzív képlékeny alakító eljárások, köztük a könyöksajtolás (ECAP) is olyan szemcsefinomító eljárás, amivel munkadarabok mechanikai tulajdonságait tudatosan, irányítottan lehet megváltoztatni. Könyöksajtolás során szemcsefinomodás mellett a munkadarabok keresztirányú mérete az alakváltozás során állandó marad, továbbá a feszültségek eloszlása, valamint az alakváltozás is egyenletes a munkadarab teljes térfogatában [1]. Így a könyöksajtoló termékek közös jellemzője a nagy szilárdság, a viszonylag jelentős szívósság, a nagy kifaradási határ, a szuper képlékeny alakíthatóság és a forgácsolás utáni finom felület [2].

O. F. Higuera Cobos és társai [3] rézmintákat könyöksajtoltak, melyeken alakítás után szakítóvizsgálatot végeztek. Ezek a mérési eredmények azt mutatták, hogy a folyáshatár és a szakítószilárdság folyamatosan javul az átsajtolási szám növekedése során. A szívóssági jellemzők tekintetében már ilyen egyértelmű megállapítást nem tudtak megfogalmazni, ugyanis a nyúlás értéke hosszirányban csökkenést mutatott az átsajtolási szám függvényében, míg keresztirányban véletlenszerű változást figyeltek meg. A kedvező mechanikai tulajdonságok kialakulása a fémek képlékeny alakítása során bekövetkező szövetszerkezeti változásokra vezethető vissza. A szemcsék torzulnak, és a szemcséken belül a diszlokációsűrűség megnő. A diszlokációk a szemcsehatárokon feltorlódnak majd „falakba” rendeződnek, végül szemcsefinomodás és nagyszögű szemcsehatárok jönnek létre. Ezek a diszlokációk a krisztallitok

szabad entalpiáját (Gibbs-energiáját) növelik, aminek hatására a képlékeny alakítással bevitt energia egy része eltárolódik az anyagban. Ez a tárolt energia újrakristályosodás során felszabadul és a szemcsehatárokon új, már feszültségektől mentes finomodott szövetszerkezet jön létre. A nagymértékű alakítás és az alakítás során felhalmozódott diszlokációsűrűség lesz a hajtóereje az újrakristályosodásnak, mely általában a Kelvinben mért $0,4-0,5 T_m$ hőmérsékleten játszódik le, de ez jelentősen függ az alakítás mértékétől. O. F. Higuera Cobos és társai [4] könyöksajtoló oxigéntartalmú rézminták (továbbiakban szabványos megnevezésként E-Cu) esetén az újrakristályosodási hőmérséklet-tartományt vizsgálták, azaz az újrakristályosodás kezdő (T_{onset}) és véghőmérsékletének (T_{offset}) vándorlását az átsajtolási szám függvényében. Megfigyeléseik szerint a T_{onset} és T_{offset} egyaránt a kisebb hőmérsékletek felé tolódik el, melyet DSC vizsgálati eredményekre alapoztak. Etter és társai [5] E-Cu anyagot vizsgáltak nyolcszori átsajtolást követően. Vizsgálati eredményekből arra következtetésre jutottak, hogy az anyagban dinamikus újrakristályosodás játszódik le. Emiatt az anyag nem nevezhető nanoszemcsés szerkezetűnek, továbbá a szemcsehatárok 60%-a kisszögű szemcsehatár. Ezek oly mértékben instabilak, hogy a lágyító hőkezelés hatására az ultrafinom szerkezet mikronos méretűvé durvul. Ezeket a megfigyeléseket Wang és társai [6] oxigénmentes réz (OF-Cu) anyag esetén rögzítették, mely tisztább anyagminőség, mint az előbb említett E-Cu. A kísérleti eredmények alapján megállapították, hogy az újra-

kristályosodás során az új krisztallitcsírák megjelenése ott következik be, ahol a krisztallitok között nagy az orientációbeli különbség, azaz nagyszögű szemcsehatárokon jönnek létre, továbbá a réz esetében szobahőmérsékleten a nanoszemcsés szerkezet instabilitása miatt akár már szobahőmérsékleten is képes újrakristályosodni. Az alakított szemcsék határán megjelenő új csírák diffúziós úton növekednek tovább. Ez a folyamat addig tart, amíg az alakított szemcséket az újak fel nem emésztik. Ez után már csak a szemcsedurulás zajlik. Az újrakristályosodást, mint fém-tani folyamatot leggyakrabban az Avrami-egyenlettel írják le, melynek két formája is ismert:

$$x = 1 - e^{-k \cdot t^n} \quad (1)$$

$$x = 1 - e^{-(k' \cdot t)^n} \quad (2)$$

Az egyenletben szereplő „ k ” sebességi tényező az Arrhenius-egyenlettel határozható meg.

$$k(T) = A \cdot e^{\frac{-E_a}{R \cdot T}}$$

Az újrakristályosodás során hőként felszabaduló tárolt energiát többféle elmélet alapján határozhatjuk meg. A leggyakrabban használt számítási módok a következők:

Kissinger [5]:
$$\ln\left(\frac{\beta}{T_{max}^2}\right) = -\frac{E_a}{R} \frac{1}{T_{max}} + C$$

Matusita [7]: (Ozawa)

$$\ln(\beta) = -\frac{E_a}{R} \frac{1}{T_{max}} + C$$

Augis-Benett [6]: (Boswell)

$$\ln\left(\frac{\beta}{T_{max}}\right) = -\frac{E_a}{R} \frac{1}{T_{max}} + \ln(B_0)$$

Takhor [8]:

$$\ln\left(\frac{\beta}{T_{max} - T_i}\right) = -\frac{E_a}{R} \frac{1}{T_{max}} + \ln(B_0)$$

ahol

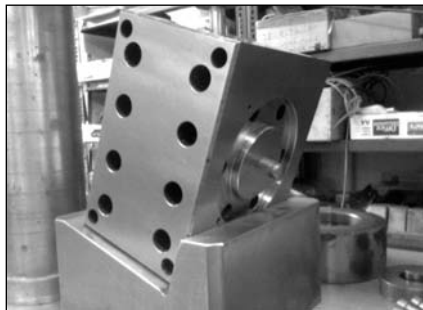
β – hevítési sebesség [K/min]

T_{max} – a hőáramérték csúcsához tartozó mintahőmérséklet [K]

E_a – aktiválási energia [J/mol]

B_0, C – konstans

R – egyetemes gázállandó [J/mol·K]



■ 1. ábra. Kísérletekhez használt könyöksajtoló szerszám

Ezeket a módszereket használtuk kutatómunkánk során, hogy meghatározzuk a nagytisztaságú könyöksajtolt rézmintákban alakítás hatására eltárolódott és újrakristályosodás során felszabaduló energia mennyiségét az átsajtolási szám függvényében.

2. Kísérletek

2.1. Vizsgált anyag

Kísérleteinket E-Cu mintákon végeztük el, amelynek kémiai összetétele: 99,9% Cu, 0,0005% Bi, 0,005% Pb, 0,04 O₂ és 0,03%-ban egyéb elemek. A képlékenyalakítás előtt a kimunkált (60 mm hosszú, 10 mm átmérőjű) rézmintákat kilágyítottuk. A lágyító hőkezelés 450 °C-on 3 óra hőn tartás mellett történt.

2.2. Könyöksajtolás (ECAP)

A könyöksajtoló kísérleteket szobahőmérsékleten, 4 mm/perc előtolási sebesség alkalmazása mellett végeztük el, hogy a sajtoláshoz szükséges erő olyan határon belül maradjon, amit a könyöksajtoló szerszám károsodás nélkül elvisel. A használt könyöksajtoló szerszám csatornaátmérője 10 mm, és 110°-os törtvonalú csatornája van (1. ábra).

A sűrűlódás csökkentésére Molykote HSC Plus márkanevű, -30 °C–1100 °C hőmérséklet-tartományban működő kenőpasztát használtunk. A könyöksajtolás során „A” utas technikát alkalmaztunk, vagyis az egyes átsajtolások után változatlan pozícióban helyeztük vissza a mintákat a sajtolószerszámba. A kimunkált rézmintákat egy 100 MN prés kapacitásához igazítva 1, 2 és 3 átsajtolási szám mellett szobahőmérsékleten sajtoltuk.

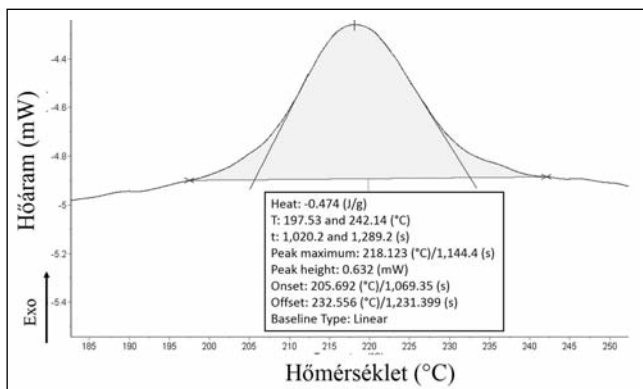
2.3. Differenciális pásztázó kalori méteres (DSC) vizsgálat

Az alakított (ECAP 1×, 2× és 3×) minták újrakristályosodását DSC-mérések (differential scanning calorimetry) alapján tanulmányoztuk. A vizsgálatok során az újrakristályosodási folyamat alatt hőként felszabaduló tárolt energiát határoztuk meg. A vizsgálat előnye, hogy egyetlen minta segítségével követhető a teljes fémtani folyamat. A vizsgálatokhoz Setaram Instrumentation DSC 131 EVO berendezést használtunk, mely hőfluxusos DSC-berendezés, névleges alkalmazási hőmérséklet-tartománya -170 °C-tól 700 °C-ig terjed. A vizsgálatokhoz 30 µl-es alumíniumtégelyeket használtunk. A mérések során először az 5 mm átmérőjű, és kb. 2 mm magas korong alakú mintákat 450 °C-ig hevítettük fel, majd később a korábbi eredményekre alapozva már csak 350 °C-ig végeztük a mérést. Minden esetben 40 °C-os 10 perces hőn tartással kezdődtek a DSC-vizsgálatok; a kemencetér, a minta, és a berendezés alkatrészei hőmérsékletének kiegyenlítődése céljából. A lineáris hevítések során 5-10-15-40 °C/perc hevítési sebességeket alkalmaztunk. A 40 °C/perces hevítésre csak a háromszor átsajtolt minta esetében volt szükség, mivel ott még tisztázatlan okokból 15 °C/perces felfűtés esetén a mérési eredmények szórása túlságosan nagy volt. Ezek az eredmények kiértékelés során sem illeszkedtek megfelelően az adatsorba. A kiértékelés így az egyszer és kétszer átsajtolt mintáknál 5-10-15 °C/perces felfűtés sebességgel felvett adatsorból történt, míg a háromszor átsajtolt minta esetében 5-10-40 °C/perces hevítés alapján határoztuk meg az aktiválási energiát. A DSC-görbéket (2. ábra) CALISTO-Thermal Analysis Software-rel értékeltük ki, amellyel a felvett adatsorok ún. alapvonalal korrigálha-

tók. A DSC-görbéken simítást végeztünk, hogy az elektronika zaját kiszűrjük, és ez a kiértékelést ne befolyásolja. Továbbá a kinetikai kiértékeléshez szükséges exoterm effektus „heat flow” maximális értékéhez tartozó csúcshőmérsékletek könnyen kinyerhetők. A kapott hőmérsékleti értékeket a kalibráció során felvett függvényel módosítottuk. A későbbi kinetikai kiértékelést Origin-program segítségével végeztük el.

2.4. Keménységmérés

Annak érdekében, hogy megbizonyosodjunk, a DSC által jelzett exoterm effektusok valóban az újrakristályosodás folyamatát jelzik, további DSC-méréseket, majd a különböző hőmérsékleteken hőkezelt mintákon keménységmérést végeztünk. Ezeknél a méréseknél a 10 °C/perc felfűtési sebességhez tartozó korábbi eredményeket vettük alapul, és az egyes mintákat a hőeffektus onset (kezdő) és offset (befejező) értéke közötti hőmérsékletig hevítettük, majd gyorsan lehűtöttük. A tervezett vizsgálati hőmérsékletek a következők: $T_{onset}, T_{onset} < T_{vizsg.} < T_{csúcs}; T_{csúcs}, T_{csúcs} < T_{vizsg.} < T_{offset}, T_{offset}$. Az 1×, 3× átsajtolás esetén a $T_{onset} < T < T_{csúcs}$ hőmérséklet az éles csúcs miatt kimaradt. Ezekben a mintákon 0,2 kg-os terhelés alkalmazása mellett mikro-keménységmérést végeztünk. Minden egyes mintán 10 keménységmérést hajtottunk végre, majd az átlag és szórás értékeket határoztuk meg. Ezeket a mérési eredményeket a hőkezelési hőmér-

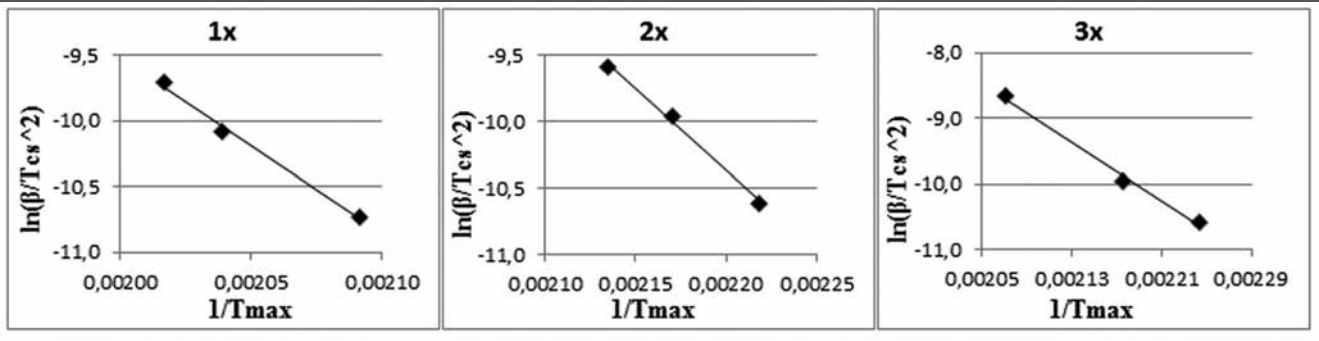


■ 2. ábra. Exoterm effektus CALISTO-Thermal Analysis Software-rel kiértékelve

Heat: hő, T = hőmérséklet, t = idő, Peak maximum: a csúcshőmérséklet maximuma, Peak height: a csúcs magassága, Onset: kezdőhőmérséklet, Offset: vég hőmérséklet, Baseline Type: az alapvonal típusa, Linear: egyenes

1. táblázat. DSC mérési eredmények összefoglaló táblázata

Hevítési sebesség	Átsajtolási szám: 1			Átsajtolási szám: 2			Átsajtolási szám: 3		
[°C/perc]	onset [°C]	csúcs [°C]	offset [°C]	onset [°C]	csúcs [°C]	offset [°C]	onset [°C]	csúcs [°C]	offset [°C]
5	193,6	205,1	218,2	166,3	177,8	190,7	162,0	172,7	182,1
10	203,4	217,4	231,2	176,6	187,8	201,3	173,6	186,7	195,7
15	206,2	222,8	240,4	182,9	195,5	209,9	-	-	-
40	-	-	-	-	-	-	195,8	209,9	226,1



■ 3. ábra. A Kissinger-egyenlet alapján transzformált koordináta-rendszerbe felvitt értékek: 1×, 2×, 3× átsajtolt minta

séket függvényében ábrázoltuk (4. ábra). Meg kell jegyezni, hogy a DSC-berendezés kemence-hőmérsékletre szabályoz, így a keménység-hőmérséklet diagramokban kismértékű hőmérsékletbeli eltérés adódik táblázatban szereplő értékekhez képest.

3. Eredmények

3.1. DSC-mérések

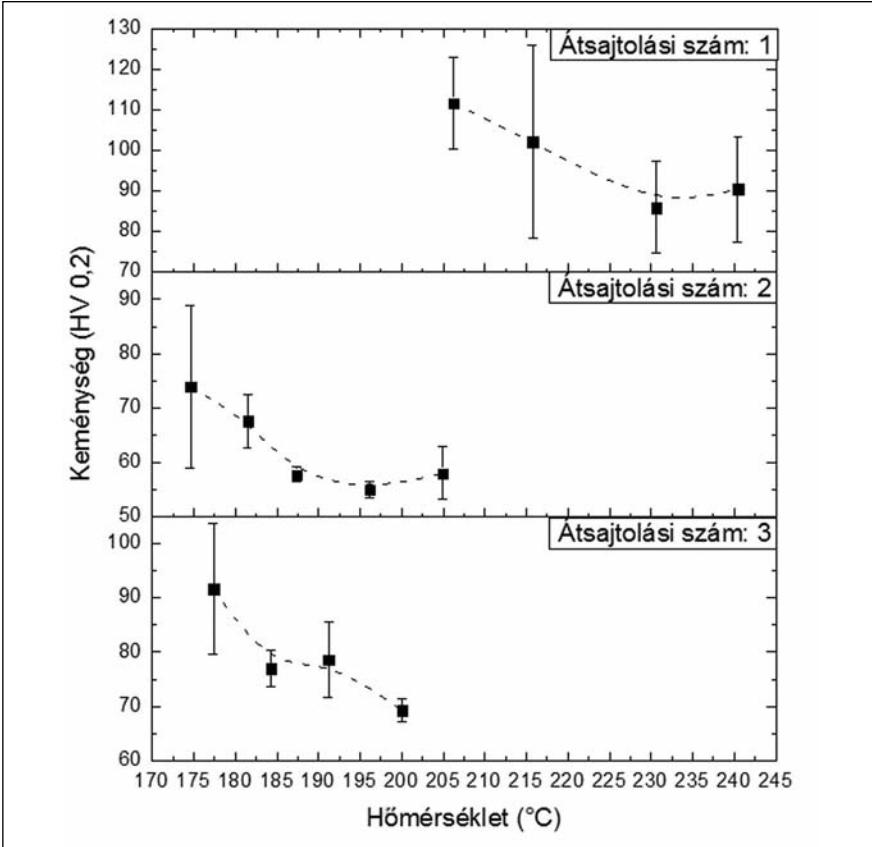
A mérések során megfigyelhető, hogy az újrakristályosodási folyamat a hevítési sebesség növelésével egyre magasabb hőmérsékletre tevődik. Mind az onset, mind az offset hőmérsékleteknek magasabb az értéke. Ez azzal magyarázható, hogy a nagyobb sebességű hevítés hatására egy adott dT hőmérsékleten kevesebb időt tölt az anyag, emiatt az inkubációs idő ugyan rövidebb, de magasabb hőmérsékletet ér el eközben a minta.

Megfigyelhető volt továbbá az is, hogy az átsajtolási szám növekedésével adott hevítési sebesség esetén az újrakristályosodási folyamat alacsonyabb hőmérséklet-tartományon játszódott le (1. táblázat).

Az 1. táblázat hőmérsékleteinek felhasználásával számítottuk ki az aktiválási energiákat az egyes átsajtolási számok esetén. A számításokat négy módszerrel végeztük el. Ezek a már

korábban ismertetett Kissinger-, Matu-sita-, Augis-Benett-, Takhor-módszer. Mind a négy egyenlet alapján a transzformált értékekre illesztett egyenes iránytangenséből számítható az aktiválási energia (3. ábra).

A további három módszerrel felvett pontok is hasonlóan jó illeszkedést mutattak, mint a 3. ábrán szemléltetett Kissinger-módszerrel elért eredmények. A pontokra illesztett egyenesek R^2 értéke minden esetben 0,99 felett



■ 4. ábra. Keménységértékek alakulása a T_{onset} és T_{offset} hőmérsékletek között

2. táblázat. Különböző módszerekkel meghatározott aktiválási energiák összefoglaló táblázata

	Átsajtolási szám: 1	Átsajtolási szám: 2	Átsajtolási szám: 3
	Aktiválási energia [kJ/mol]		
Kissinger	111,9	102,3	93,0
Matusita	119,9	110,0	100,8
Augis-Benett	115,9	106,2	96,9
Takhor	108,6	98,0	88,9
átlag	114,1	104,1	94,9
szórás	4,3	4,5	4,4
Matusita [7] (szakirodalmi)	110,8	95,4	81,9

Megjegyzés: A táblázatban látható értékeket több mérési eredmény átlagolásával határoztuk meg.

volt. A 2. táblázat foglalja össze a kapott aktiválási energiákat.

A 2. táblázat eredményei alapján megállapítható, hogy az alakítás mértékének növelése az aktiválási energia csökkenését eredményezi, azaz az aktiválási energia az átsajtolási szám növekedésével csökken. Ez azzal magyarázható, hogy a tárolt energia mértéke nagyobb, az anyag szerkezete alacsonyabb hőmérsékletig őrzi meg stabilitását. A különböző módszerekkel kiszámított aktiválási energiák szórása átlagosan 4,4 kJ/mol [9]. Mérési eredményeinket összehasonlítva a szakirodalmi adattal kismértékű eltérés figyelhető meg. Ennek oka lehet az is, hogy az általunk előállított minták 110°-os csatornaszögű ECAP-szerszámmal készültek, míg a cikkben [7] 90°-os csatornaszögű szerszámot használtak, ami minden egyes átsajtolás során nagyobb mértékű alakítást eredményez.

3.2. Keménységmérés

A keménységmérési eredmények alátámasztották a DSC-eredmények alapján megfogalmazott állításunkat, miszerint az exoterm effektus az egyes minták újrakristályosodását mutatja.

Minden egyes átsajtolás után a kezdeti hőmérsékleten, illetve az egyszeri átsajtolásnál a csúcshőmérsékletig nagy szórás figyelhető meg a mérési eredménynél, ami a már újrakristályosodott és még alakított szemcsék együttes jelenlétét jelzi.

4. Összefoglalás

Törtvonalú 110°-os csatornaszögű könyöksajtoló szerszámon egyszer, kétszer és háromszor átsajtolt E-Cu minták DSC-vizsgálatát végeztük el lineá-

ris 5-10-15-40 °C/perc hevítéssel 350 °C-ig. A meghatározott onset és offset hőmérsékletek közötti hőmérsékletre felfűtött, majd gyorsan lehűtött minták keménységméréssel történő vizsgálatával az újrakristályosodás bekövetkezését ellenőriztük.

- A vizsgált minták újrakristályosodása 160 °C és 240 °C közötti hőmérséklet-tartományban következett be. Ez ~0,32-es és ~0,38-as homológ hőmérsékletnek felel meg. Ezt a keménységmérési eredmények is alátámasztják.
- A szakirodalomban ismert összefüggés szerint az E-Cu minták újrakristályosodási kezdeti hőmérsékletei az alakítás növelésével csökkentek. Azaz 1× átsajtolt minta esetén 203,4 °C, 2× átsajtolt minta esetén 176,6 °C, 3× átsajtolt minta esetén pedig 173,6 °C adódott 10 K/perc felfűtési sebesség mellett.
- Az 5-10-15 K/perc felfűtési sebességekkel felvett görbékkel meghatároztuk az irodalomban kevésbé használt törtvonalú szerszámban alakított E-Cu minták aktiválási energia értékeit: az 1× átsajtolt minta esetén átlagosan 114,1 kJ/mol, 2× átsajtolt minta esetén 104,1 kJ/mol, 3× átsajtolt mintánál pedig 94,9 kJ/mol. Ezek az értékek az átsajtolásonkénti kisebb alakításnak köszönhetően csekély mértékben eltértek az irodalmi értékektől.

5. Köszönetnyilvánítás

A szerzők ezúton mondanak köszönetet dr. Gonda Viktornak a könyöksajtológiai kísérletek elvégzésében nyújtott segítségével, továbbá Mucsi Andrásnak a DSC-vizsgálatok részletes megismertetésében vállalt szerepéért. A publikáció elkészítését a TÁMOP-

4.2.2.A-11/1/KONV-2012-0027 számú projekt támogatta. A projekt az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósult meg.

6. Irodalom

- [1] Fodor Á.: AlMgSi1 ötvözet intenzív képlékenyalakítása; PhD-értekezés; Budapesti Műegyetem; 2008
- [2] Krállics Gy.: Intenzív képlékeny alakítás; Miskolci Egyetem előadás anyag, ppt; 2010
- [3] O. F. Higuera Cobos, J. M. Cabrera: (2013) Microstructure influencing physical and mechanical properties of electrolytic tough pitch copper produced by equal channel angular pressing. *Mechanics of Materials*; Volume 67, pp. 9. m.
- [4] O. F. Higuera Cobos, J. M. Cabrera: (2013) Mechanical, microstructural and electrical evolution of commercially pure copper processed by equal channel angular extrusion. *Materials Science and Engineering: A*. Volume 571, pp. 103–114.
- [5] A. L. Etter, T. Baudin, C. Rey, R. Penelle: (2006) Microstructural and textural characterization of copper processed by ECAP. *Materials Characterization*, Volume 56, Issue 1, pp. 19.e.
- [6] G. Wang, S. D. Wu, L. Zuo, C. Esling, Z. G. Wang, G. Y. Li: (2003) Microstructure, texture, grain boundaries in recrystallization regions in pure Cu ECAP samples. *Materials Science and Engineering*, Volume 346, Issues 1–2, pp. 83–90.
- [7] G. Benchabane, Z. Boumerzoug, I. Thibon, T. Gloriant: (2008) Recrystallization of pure copper investigated by calorimetry and microhardness. *Materials Characterization*, Volume 59, Issue 10, pp 1425–1428.
- [8] N. Affy: (2008) A new method to study the crystallization or chemical reaction kinetics using thermal analysis technique. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, Volume 69, Issue 7, pp 1691–1697.
- [9] Mucsi A.: (2009) Átalakulási folyamatok modellezése új módszerrel. *BKL Kohászat*, 142. évf. 5. szám, 1–4.

Az átalakulási hőmérséklet és a megelőző képlékeny alakváltozás kapcsolata

A cikkben ismertetett kísérletsorozat célja az alakítással bevitt és tárolt energia hatásának vizsgálata volt az ausztenit-ferrit átalakulás kezdő-hőmérsékletére. Az alakítás az ausztenitesítést követő hűtés során, az allotróp átalakulás előtt történt. Az átalakulás kezdetének hőmérsékletét Gleeble 3800-as termomechanikus szimulátorral felvett dilatogrammal határoztuk meg. Az alakítás hatására bekövetkező ferrites átalakulás (DIFT – Deformation Induced Ferrite Transformation) vizsgálatára új módszert dolgoztunk ki. A kifejlesztett módszerrel S460MC minőségű acél próbatesteken sikeres kísérleteket végeztünk annak meghatározására, hogy az alakításkor tárolt energia hogyan befolyásolja az ausztenit átalakulásának hőmérsékletét. A felvett dilatogramok kiértékelése után szoros összefüggést találtunk az alakítás hőmérséklete és az ausztenit átalakulásának kezdő- és véghőmérséklete között. A kisebb hőmérsékleten végzett alakítás az ausztenites átalakulás után a várakozásoknak megfelelően finomabb szövetszerkezetet eredményezett.

Bevezetés

A DIFT-eljárással ipari méretekben is létrehozható ultrafinom méretű ferrit-szemcséből álló szövetszerkezet. Az alakítás tárolt energiája megemeli az A_3 hőmérsékletet, aminek hatására az ausztenit-ferrit átalakulás az egyensúlyi átalakuláshoz képest nagyobb túlhűléssel megy végbe [1, 2].

Az eljárás eredményeként ultrafinom szemcsés szövetszerkezet jöhet létre, a durvább szövetszerkezetű acélokénál jobb mechanikai tulajdonságokkal [3, 4]. Hagyományos gyártástechnológiákkal ipari méretekben a legkisebb elérhető ferrit szemcsenagyság 5 μm , a DIFT-hatást kihasználva viszont olyan acélszalagok is előállíthatók, melyek szövetszerkezetét átlagosan 1 μm nagyságú ferrit-szemcsék alkotják [5]. Ezeknél az acélokénál a Hall–Petch összefüggés értelmében a nagymértékű szemcseméret-csökkenés jelentős folyáshatár-növekedést eredményez.

A vizsgálatok célja az volt, hogy egy nióbbiummal mikroötvözött acélnál fizikai szimulációval meghatározzuk az alakítás tárolt energiájának hatását az ausztenit átalakulásának kezdő- és véghőmérsékletére, valamint a létrejövő szövetszerkezetre. Az alakítás

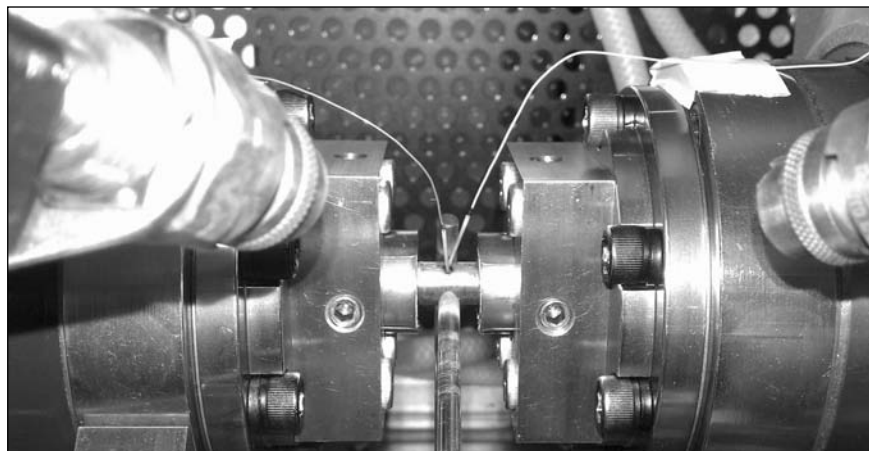
hőmérsékletének hatását a ferritszemcsék méretére pásztázó elektronmikroszkóppal, EBSD-detektor alkalmazásával vizsgáltuk.

Kísérletek

A kísérleteket a Dunaújvárosi Főiskola Gleeble 3800-as termomechanikus szimulátorának Hydrawedge egységével végeztük el, amellyel fémek és ötvözetek esetén különböző technológiai folyamatok szimulációja valósítható meg, akár nagy hőmérsékleten is. A próbatest végeinél elhelyezkedő két szinkronizált hidraulikus szervorend-

szernek köszönhetően az alakítás alatt szabályozható az alakváltozás mértéke és sebessége. A teljesen integrált mechanikai rendszer különböző jelátalakítókat is tartalmaz (például hossz- és keresztirányú elmozdulásmérők, erőmérő cellák, dilatométerek), melyek jelének visszacsatolása biztosítja a hidraulikus alakító szerszámok pontos szabályozását. A próbatestek hevítése közvetlen ellenállásfűtéssel (Joule-hővel) valósul meg. A vizsgált anyagok hőmérsékletének meghatározására és szabályozására két lehetőség van. Az egyik a próbatestekre hegesztett, egyidejűleg maximum négy termoelem használata, a másik pedig pirométer alkalmazása. A vizsgálatot vezérlő Windows-alapú programban a mechanikai és termikus rendszer párhuzamosan szabályozható az idő függvényében az alkalmazott jeladók segítségével.

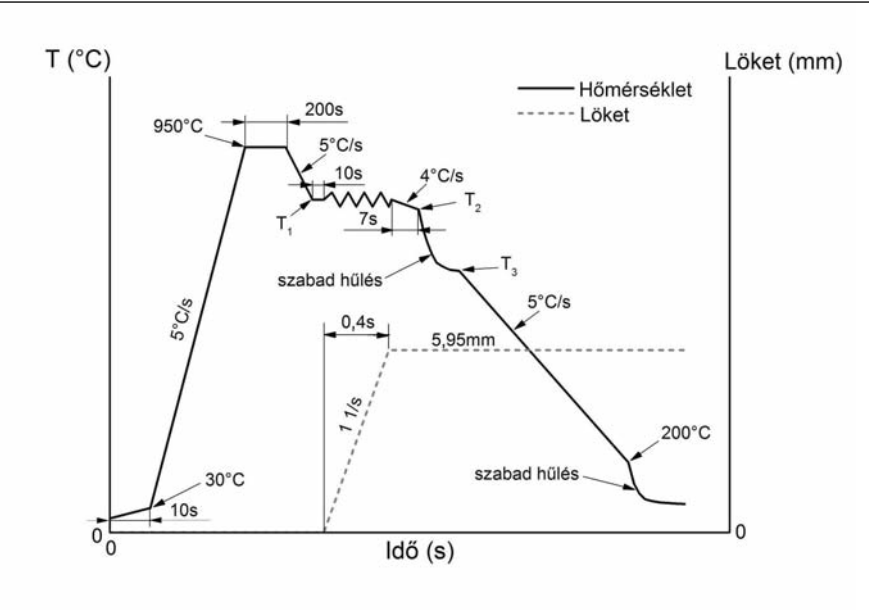
A kísérletsorozat keretében nagy hőmérsékletű egytengelyű zömítővizsgálatokat végeztünk. A vizsgált HSLA acél kémiai összetétele az 1. táblázatban látható. A 10 mm átmérőjű, 18 mm hosszú hengeres próbatesteket wolfram-karbid alakítószerszámok közé helyeztük. A tengelyirányú alakváltozás mértékének és sebességének szabályozására hosszirányú elmozdulásmérőt használtunk. A próbatest



■ 1. ábra. Az egytengelyű zömítővizsgálat kísérleti elrendezése

1. táblázat. A vizsgált acél kémiai összetétele

Elem	C	Mn	Si	S	P	Al	Nb
tömeg%	0,07	1,45	0,016	0,007	0,015	0,076	0,055



2. ábra. A mérési program vázlata

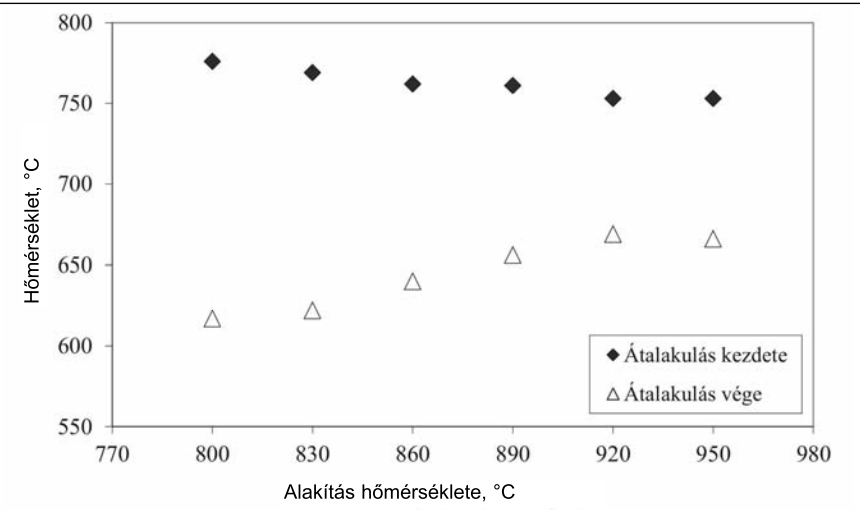
hengeres felületének közepére helyezett dilatometer segítségével 1 µm-es pontossággal tudtuk meghatározni a próbatest átmérőjének allotróp átalakulás miatti változását.

A mérési program vázlata a 2. ábrán látható. A próbatestet 950 °C-ig 5 °C/s sebességgel hevítettük, majd 120 s-ig ezen a hőmérsékleten ausztenítettük. Ezután a próbatestet 5 °C/s sebességgel lehűtöttük az alakítás előre meghatározott T₁ hőmérsékletére, ahol 10 s hőn tartást alkalmaztunk. A hőkezelési ciklus alatt a próbatest

hőtágulását a munkahengerek elmozdulásának szabályozásával kompenzáltuk, hogy a hevítés tehermentes állapotban történjen. Ezután a próbatestet 0,1 1/s axiális alakváltozási sebességgel zömítettük 0,4-es logaritmikus tengelyirányú alakváltozás eléréséig. A próbatestek hőmérséklete alakításkor 920 °C, 890 °C, 860 °C, 830 °C, 800 °C és 770 °C volt.

Alakítás után a próbatesteket a 2. ábrán látható módon több lépésben hűtöttük szobahőmérsékletre.

A kísérletek során alkalmazott hűtési



3. ábra. Az ausztenit átalakulásának kezdő- és vég hőmérséklete az alakítás hőmérsékletének függvényében

2. táblázat. A vizsgálatok 2. ábrán jelölt hőmérsékletei

	T ₁ [°C]	T ₂ [°C]	T ₃ [°C]
#1	950	922	747
#2	920	892	717
#3	890	862	687
#4	860	832	657
#5	830	802	627
#6	800	772	597
#7	770	742	567

si program a megleghengerléskor kialakuló viszonyok követését célozta. Ennek megfelelően alakítás után először lassú hűtést alkalmaztunk. Ezt követte egy gyorsabb hűtés, amikor a próbatestek hőmérséklete 175 °C-ot csökkent, ez az acélszalagok vízzel történő intenzív hűtésének felelt meg. Ezt követően a próbatestek a melegen hengerelt acélszalagokhoz hasonlóan megint lassabban hűltek.

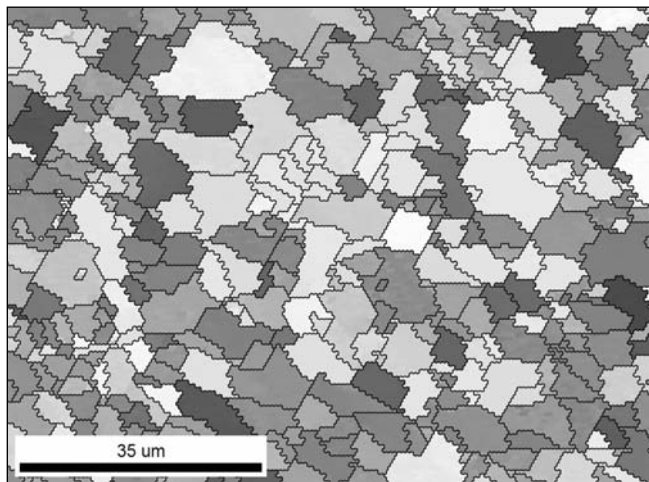
A hevítés és a hűtés során a dilatometer rögzítette a próbatestek közepén mért átmérőváltozást, így a dilatogramokból meghatározhattuk az allotróp átalakulások kezdő- és vég hőmérsékletét.

Vizsgálati eredmények és értékelésük

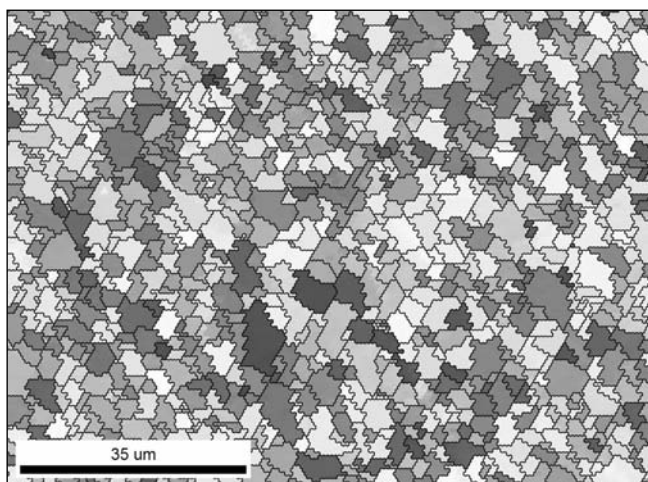
Az ausztenit átalakulásának kezdő- és vég hőmérséklete az alakítás hőmérsékletének függvényében a 3. ábrán látható. A felvett dilatogram alapján a 770 °C-on alakított próbatest allotróp átalakulásának kezdő- és vég hőmérsékletét nem lehetett meghatározni, mert az átalakulás vagy közvetlenül az alakítás előtt ment végbe, vagy az alakítás közben, emiatt az alakítással járó átmérőváltozás elfedte az átalakuláskor mérhető méretváltozást.

A várakozásoknak megfelelően kisebb hőmérsékleten végzett alakításnál nagyobb hőmérsékleten kezdődött meg az átalakulás. 800 °C-on végzett alakításnál az átalakulás kezdő hőmérséklete 23 °C-kal volt nagyobb, mint a 950 °C-on végzett alakításnál. Azonban kisebb hőmérsékleten alakítva a próbatesteket az ausztenit átalakulásának befejező hőmérséklete nem emelkedett, hanem a 3. ábrán látható módon csökkent.

A kisebb átalakulási vég hőmérsékletet feltehetően az alakítás utáni nem

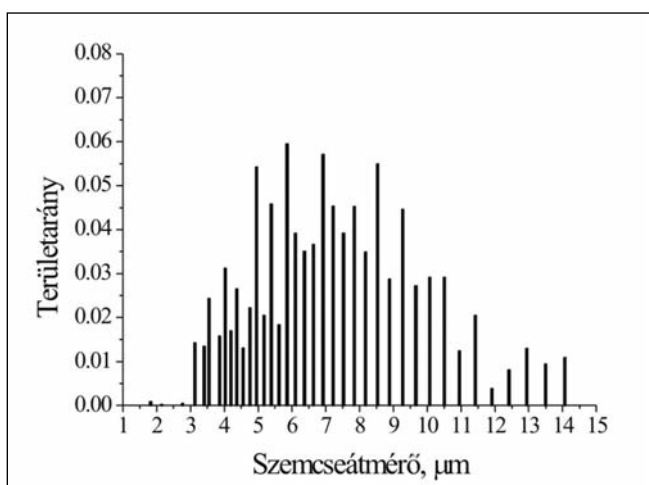


(a)

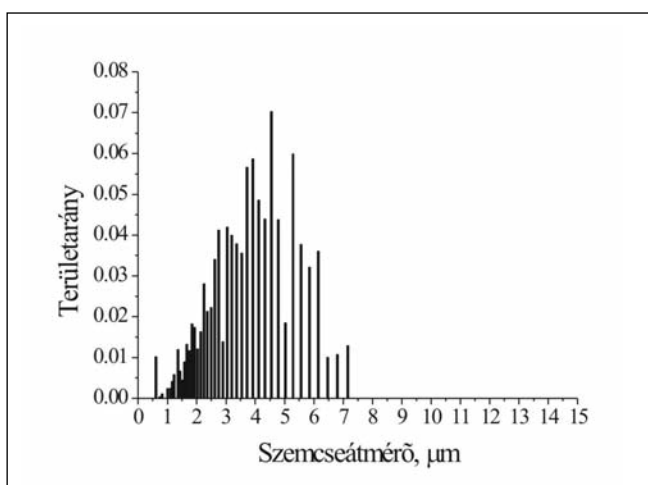


(b)

■ 4. ábra. Két próbatest szövetszerkezetének orientációs térképe (a) 950 °C-on, illetve (b) 800 °C-on végzett alakítás után



(a)



(b)

■ 5. ábra. Különböző átmérőjű ferritszemcsék által elfoglalt területarány (a) 950 °C-on, illetve (b) 800 °C-on alakított próbatesteknél

egyenletes hűtés okozta. A próbatestek hűtése a már említett okok miatt – a melegen hengerelt acélszalagok víz-hűtéséhez hasonlóan – mindig tartalmazott egy intenzívebb hűtési szakaszt. Ez az intenzív hűtés mindig 4 s-mal az alakítás után kezdődött, mert azt feltételeztük, hogy hengerléskor az utolsó szűrés után ennyi időre van szükség ahhoz, hogy az acélszalag elérje a víz-hűtéses szakaszt. Amikor az alakítás kisebb hőmérsékleten történt, az intenzív hűtés is kisebb hőmérsékleten kezdődött, ami az ausztenit átalakulásának kisebb véghőmérsékletét eredményezte. Ennek eredményeként kisebb alakítási hőmérsékletnél az átalakulás hőmérsékletköze és sebessége is nagyobb volt, mint nagyobb hőmérsékleten végzett alakításkor.

A különböző körülmények között kialakult ferritszemcsék összehasonlítása érdekében a próbatestek szövet-

szerkezetének vizsgálatát fémmikroszkóppal és pásztázó elektronmikroszkóppal, valamint visszaszórtelektron-diffrakcióval (EBSD – Electron BackScatter Diffraction) végeztük.

A 4. ábrán egy nagy és egy kis hőmérsékleten alakított próbatest csiszolatáról készült orientációs térkép látható, a csiszolatokon mért ferritszemcse-eloszlást pedig az 5. ábra mutatja.

A csiszolatokon látható ferritszemcsék méretét az EBSD-detektorral készített felvételeket felhasználva határoztuk meg. A 950 °C-on alakított mintánál a kialakult ferritszemcsék átmérőjének számtani átlaga 5,6 μm, a 800 °C-on alakított próbatestnél pedig lényegesen kisebb, 2,2 μm. A szemcsék által elfoglalt területet is figyelembe vevő súlyozott átlag az első esetben 7,1 μm, a második esetben pedig 3,8 μm.

A csiszolatokon a perlit mennyiségét fémmikroszkópos felvételeken,

képelemző szoftverrel mértük meg. A perlit aránya mindegyik próbatest esetén 3 és 5% közötti érték volt, a nagyobb alakítási hőmérsékleteknél nagyobb perlittartalmat tapasztaltunk.

Összefoglalás

Meleghengerléskor a deformációs energia egy része, a szakirodalom szerint 5-10%-a az alakított acélban tárolódik [5]. A deformációs energiának ez a része megnöveli az acél szabadentalpiáját, aminek hatására növekszik a fázisátalakulás hajtóereje. Az acél szabadentalpiájának növekedése miatt az alakított ausztenit átalakulási hőmérséklete megváltozik. Minél nagyobb a tárolt energia, annál nagyobb mértékben növekszik meg az átalakulás hőmérséklete az egyensúlyi körülményekre jellemző átalakulási hőmérséklethez képest.

Vizsgálataink során az alakítás

tárolt energiájának az ausztenit átalakulási hőmérsékletére kifejtett hatását számszerűsítettük és elemeztük a kialakult szövetszerkezeteket. A kísérletek sikeres elvégzése érdekében kidolgoztuk a DIFT-hatás kimutatásához szükséges dilatométeres mérés metodikáját, majd egy HSLA-típusú mikroötvözt acéllal sikeres kísérleteket végeztünk az alakítással bevitt energia hatásának kimutatására az ausztenit átalakulásának hőmérsékletére. A dilatogramokat kiértékelve egyértelmű összefüggést találtunk az alakítás hőmérséklete és az ausztenit átalakulásának kezdő-, illetve vég hőmérséklete között. A tárolt energia növekedésével emelkedik az átalakulás kezdőhőmérséklete és csökken az átalakuláshoz szükséges idő. Az alakítás hőmérsékletének megfelelő

megválasztásával jelentős szemcsefinomítást tudunk megvalósítani.

Köszönetnyilvánítás

A kutatómunka a TÁMOP-4.2.2.A-11/1/KONV-2012-0027 projekt keretében valósult meg az Európai Unió és az Európai Szociális Alap támogatásával.

Irodalom

- [1] L. Du, C. Zhang, H. Ding, X. Liu, G. Wang: Determination of Upper Limit Temperature of Strain-induced Transformation of Low Carbon Steels, ISIJ International, Vol. 42, No. 10 (2002) 1119–1124.
- [2] N. Isasti, D. Jorge-Badiola, M. L. Taheri, B. López, P. Uranga: Effect of Composition and Deformation

on Coarse-Grained Austenite Transformation in Nb-Mo Microalloyed Steels, Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 42A (2011) 3729–3742.

- [3] M. Zhu, G. Xu, D. Luo, J. Wu, F. Luo, Y. Ji: Effect of deformation parameters on austenite transformation and microstructure, Materials Science and Technology (2010) 1336–1341.
- [4] J. K. Choi, D. H. Seo, J. S. Lee, K. K. Um, W. Y. Choo: Formation of Ultrafine Ferrite by Strain-induced Dynamic Transformation in Plain Low Carbon Steel, ISIJ International, Vol. 43, No. 5 (2003) 746–754.
- [5] Y. Weng: Ultra-Fine Grained Steels, first ed., Springer-Verlag GmbH, Berlin, 2009

SZABÓ PÉTER JÁNOS – CSÓRÉ ANDRÁS – BEREZ TIBOR – JENEI PÉTER Diszlokációsűrűség mérése visszaszórtelektron-diffrakcióval

A fémek anyagok vizsgálatához széles körben elterjedt a visszaszórtelektron-diffrakció módszer. Ennek segítségével az adott minta felszínén uralkodó orientációviszonyok feltérképezhetők. A visszaszórtelektron-diffrakció vizsgálat során a szomszédos mérési pontok orientációkülönbségéből (miszorientációjából) előállítható a diszlokációsűrűség Nye-tenzorának öt eleme, amelyből meghatározható a vizsgált minta geometriailag szükséges diszlokációsűrűsége. A módszer segítségével megállapítható a minta egyes tartományainak, például egyes szemcséinek diszlokációsűrűsége.

Bevezetés

Napjainkban a fémek az egyik legelterjedtebben alkalmazott anyagok. Fémekből, illetve ötvözetekből készül a szerkezeti anyagok legnagyobb része, valamint széles körben alkalmaznak elektronikai eszközök gyártásánál is. Nem vitás, hogy a fémek fizikai és kémiai tulajdonságainak vizsgálata kulcsfontosságú.

A fémek anyagok jellemzői nem csupán a kémiai összetételtől függenek. Tulajdonságaikat nagymértékben befolyásolja a kristályrács típusa, a kristályhiba-szerkezet, a szövet-szerkezet, vagy éppen a szemcsehatár-szerkezet.

A gyakorlatban csak nagyon kevés esetben találkozhatunk ideális rács-szerkezettű fémekkel, illetve ötvözetekkel. A szerkezeti fémek felhasználásukból kifolyólag – de már a gyártási folyamatok jellegéből adódóan is – tartalmaznak rácshibákat, melyek vizsgálata elengedhetetlen az adott szerkezeti anyag makroszkopikus mechanikai jellemzőinek elméleti becsléséhez. A rácshibák geometriájuk szerint négy nagyobb csoportba oszthatók: pontszerű, vonal menti, felületi és térfogati hibákról beszélhetünk. A mechanikai tulajdonságokat talán legnagyobb mértékben befolyásoló hibák a vonal menti (egy dimenziós) hibák, amiket diszlokációknak neve-

zünk. Ennek megértéséhez tekintsünk egy tökéletes kristályt. Ha a kristály egy részét eltávolítjuk egy meghatározott sík (csúszósík) mentén, akkor a rács torzulást fog szenvedni és mechanikai feszültségek jelennek meg. Az eltolt és nem eltolt kristályrészeket elválasztó egydimenziós határt nevezzük a diszlokáció vonalának. A tapasztalatok szerint a mechanikai tulajdonságokat nagyrészt a diszlokációk mennyisége és szövetszerkezeten belüli eloszlása határozza meg. A diszlokációk típusa (él-, csavar-, vagy vegyes diszlokáció) alig játszik szerepet az említett jellemzők kialakulásában.

Egy kristályrács orientációját az adott a rácsra illesztett koordináta-rendszer irányítottágával jellemezhetjük. Természetesen, olyan esetekben, amikor nem egykristályos anyagról van szó, a vizsgált mintán belül lehetnek orientációkülönbségek például deformáltság, vagy a polikristályosság miatt. Ekkor a koordináta-rendszert egy olyan lokális rácsrészletre illeszthetjük, amelyen belül már nincs lényegi orientációvál-

tozás. Amikor egy fém vagy ötvözet orientációviszonyait vizsgáljuk, akkor az ezekre illesztett koordináta-rendszerek irányítottságát egy referencia rendszerhez képesti ún. Euler-szögekkel jellemezhetjük. A három Euler-szög megadja, hogy adott tengelyek körül mekkora szöggel kell elforgatnunk az egyik koordináta-rendszert, hogy megkapjuk a másikat. Nyilvánvaló, hogy a diszlokációk jelenléte az ideális egykristályos állapothoz képest deformációt okoz. Ha ki tudjuk szűrni azokat az orientációváltozásokat egy mintán belül, amelyeket csak tisztán diszlokációk okoznak, akkor a fent említett Euler-szögekből kiindulva meg tudjuk határozni a mennyiségüket, azaz a kristályrács miszorientációi közvetlen kapcsolatban állnak a kristályrácsot „átszelő” diszlokációk mennyiségével [1]. Az általunk ismertett mérés technika ezen az egyértelmű kapcsolaton alapszik.

A diszlokációk mennyiségének meghatározásának alapjául szolgáló Euler-szögeket pásztázó elektronmikroszkóp (SEM) ún. visszaszórt-elektron-diffrakció (EBSD, Electron Back Scattering Diffraction) funkciójának segítségével határoztuk meg egy adott minta felületén. Nagyon fontos megjegyezni, hogy ezzel a módszerrel felületi méréseket tudunk végezni, valamint azt, hogy a pásztázó elektronmikroszkóp a minta felületén diszkrét pontokban tud mérni, vagyis a pásztázás nem folytonos. A diszkrét elhelyezkedő mérési pontok távolsága (vagyis a felbontás) pontosan beállítható.

Tekintve, hogy egy bizonyos minta felületén több tízezer mérési pontot is felvehetünk, a diszlokáció mennyiségének meghatározását automatizálnunk kellett: készítettünk egy kiértékelő programot C# nyelven, amelynek segítségével a mérési pontok orientációjából meghatározható a Nye-tenzor [1, 2], valamint ezen keresztül a minta felületére vonatkoztatott ún. látszólagos diszlokációsűrűség, amelyről részletesebben a következő alfejezetben lesz szó.

Az algoritmus

A továbbiakban röviden ismertetjük a kiértékelő szoftverünk alapját képező

algoritmust. A program bemenete a SEM PC szoftvere által előállított .txt fájl, ami tartalmazza az egyes mérési pontokra illesztett koordináta-rendszerek Euler-szögeit, valamint a pontok pozícióját a minta felületén, azaz az x és y koordinátákat. Tekintve, hogy a primer elektronnyalábnak van egy véges keresztmetszete, a mérési pontok valójában apró tartományok, amelyekre a SEM szoftvere illeszti a lokális koordináta-rendszereket. A programunk négyzetes mérési pontrácsra van felkészítve, vagyis követelménye, hogy a felületen négyzetes mérési ponthálót alakítsunk ki.

A mérés elve az, hogy először meghatározzuk a szomszédos mérési pontok miszorientációját külön x és y irányokban, ügyelve arra, hogy két pontot akkor tekintünk szomszédosnak, ha a távolságuk pontosan megegyezik a mérés előtt beállított lépésközzel. Legyenek az egyik pontra illesztett koordináta-rendszer Euler-szögei φ_1 , φ_2 és ϕ . Ekkor egy pont orientációját megadhatjuk az alábbi ún. Bunge-mátrixszal [4]:

$$G = \begin{bmatrix} \cos \varphi_1 \cos \varphi_2 - \sin \varphi_1 \sin \varphi_2 \cos \phi & \sin \varphi_1 \cos \varphi_2 + \cos \varphi_1 \sin \varphi_2 \cos \phi & \sin \varphi_2 \sin \phi \\ -\cos \varphi_1 \sin \varphi_2 - \sin \varphi_1 \cos \varphi_2 \cos \phi & -\sin \varphi_1 \sin \varphi_2 + \cos \varphi_1 \cos \varphi_2 \cos \phi & \cos \varphi_2 \sin \phi \\ \sin \varphi_1 \sin \phi & -\cos \varphi_1 \sin \phi & \cos \phi \end{bmatrix} \quad (1)$$

Két szomszédos pont közti orientációkülönbséget jellemezhetünk az ún. miszorientációs mátrixszal, amely megkonstruálható két szomszédos pont orientációs mátrixából. A miszorientációs mátrixból – az összetett matematikai levezetést mellőzve – megalkothatjuk a fentebb már említett Nye-tenzort [1, 2], ami esetünkben egy 3×3-as, hiányos mátrix és α -val jelöljük:

$$\alpha = \begin{bmatrix} \alpha_{11} & \alpha_{12} & \alpha_{13} \\ \alpha_{21} & \alpha_{22} & \alpha_{23} \\ \alpha_{31} & \alpha_{32} & \alpha_{33} \end{bmatrix} \quad (2)$$

A Nye-tenzor elemeinek explicit fizikai jelentése nincsen, viszont ennek segítségével könnyedén meghatározható a látszólagos diszlokációsűrűség [1, 2]. A „látszólagos” elnevezés kapcsolatban áll a tenzor hiányosságával: ennek az az oka, hogy a pásztázó elektronmikroszkóp segítségével csak felületi méréseket tudunk kivitelezni, „z” irányú miszorientációt nem tudunk mérni, így a minta térfo-

gatóról nem kapunk információt. Emiatt a mátrix hiányos, a kapott diszlokációsűrűség pedig csak „látszólagos”.

$$\rho^* = \frac{1}{b} (|\alpha_{12}| + |\alpha_{13}| + |\alpha_{21}| + |\alpha_{23}| + |\alpha_{33}|) \quad (3)$$

A (3) képletben ρ^* a látszólagos diszlokációsűrűség, b a Burgers-vektor és α_{ik} -k a Nye-tenzor meghatározható elemei.

Miután a fenti algoritmussal megállapítottuk az összes x és y irányú szomszédos pontpár közti diszlokációsűrűséget, átlagoljuk őket, ami kiadja a teljes mért területre jellemző diszlokációsűrűség értéket.

Ahogy a bevezetésben említettük, ez a módszer akkor működhet, ha biztosak vagyunk abban, hogy a rácsorientáció változása tisztán a diszlokációkból adódik. Ennek biztosításaképpen a program tartalmaz egy ellenőrzést, amely szerint, ha két szomszédos mérési pont közti miszorientációs szög (amely megalakítható a miszorientációs mátrixból)

5°-nál nagyobb, akkor ezt figyelmen kívül hagyjuk, és nem számítjuk bele a végső átlagolásba. Ekkor ugyanis vélhetően szemcsehatár, vagy más, nagy torzulást okozó magasabb dimenziójú rácshiba áll a háttérben.

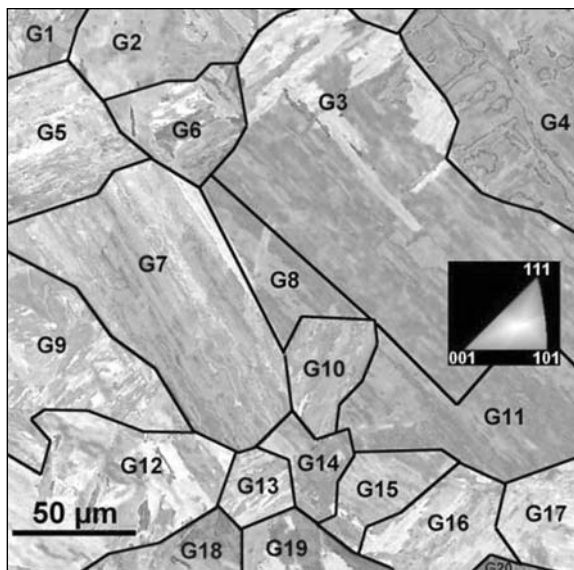
Eredmények

A módszert léces martenzites szövetszerkezetű acélmintákon próbáltuk ki. A kísérleti anyag kémiai összetétele (tömegszázalékban) az 1. táblázatban látható.

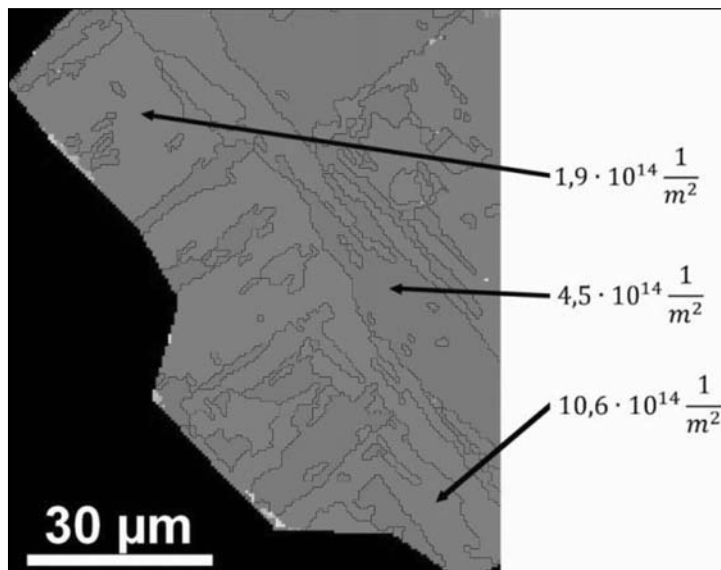
1. táblázat. A kísérleti anyag kémiai összetétele (t%)

C	Mn	Si	Ni	Fe
0,15	1,1	0,35	5,00	bal.

A megfelelő méretűre kimunkált próbatesteket 1100 °C-ra hevítettük, majd 1 órás hőn tartás után jeges vízbe dobtuk. Optikai mikroszkópos vizsgálatok igazolták a léces martenzites szövet kialakulását. A minták



■ 1. ábra. Léces martenzites szövetségű acél orientációs térképe és az orientáció szinkódolása



■ 2. ábra. A különböző pakettek diszlokációsűrűsége

keménysége 245 HV-nek adódott, ami egy martenzites szövethez képest kicsinek mondható.

Ezt követően a mintákat hagyományos módszerrel csiszoltuk és políroztuk, majd a mintaelőkészítés végén 0,05 μm-es szemcséket tartalmazó kolloid szilikával políroztuk minimum 30 percig. A minták végleges felületi minőségét ionos porlasztással állítottuk elő 10 keV-os argon ionokkal.

Az így előkészített mintákat visszaszórtelektron-diffrakciós vizsgálatnak vetettük alá a pásztázó elektronmikroszkópban. 25 kV-os gyorsítófeszültséget alkalmaztunk, a lépésköz az egyes mérési pontok között 0,5 μm volt.

Az 1. ábrán egy jellegzetes orientációs térkép, az ún. inverz pólus-ábra-térkép látható. Az egyes orientációkat az inverz pólusábra egységháromszögének szürkeárnyalatai jelzik. Az ábrán fekete vonallal határoltuk a martenzites átalakulását megelőző ausztenites szemcsék határait.

A 2. ábra az 1. ábrán G4-gyel jelölt szemcsé kinagyított változata. A szemcsén belül háromféle orientáció figyelhető meg, az ábrán ezeket nyílak jelzik. E három orientáció jelenti az ebből az ausztenitszemcséből kialakult háromféle ún. pakettet. Az egyes variánsok diszlokációsűrűségét, amit a fent ismertetett módon

határoztunk meg, ugyancsak feltüntettük az ábrán.

Összefoglalás

A cikkben egy mérési módszert ismertettünk, amelynek segítségével megfelelően felvett visszaszórtelektron-diffrakciós adatokból diszlokációsűrűséget számíthatunk ki. Ennek azért van nagy jelentősége, mert a pásztázó elektronmikroszkóp lehetőségeit kihasználva külön-külön meghatározhatjuk egyes tartományok, pl. szemcsék diszlokációsűrűségét. A módszer alapelve az, hogy a diszlokációk rácsdeformációt okoznak, amely a rácson belül lokális miszorientációhoz vezet. Ennek mérésével lehet a diszlokációsűrűséget meghatározni. Fel kell azonban hívni a figyelmet arra, hogy az egymáshoz közel lévő, ellentétes előjelű diszlokáció-párok, az ún. diszlokáció dipólusok nem hoznak létre miszorientációt, vagyis a visszaszórtelektron-diffrakciós vizsgálat csak a geometriailag szükséges diszlokációsűrűséget (geometrically necessary dislocation density, GND) mutatja ki.

Köszönetnyilvánítás

Ez a kutatási munka az OTKA PD 101028 jelzéssel nyilvántartott poszt-

doktori pályázat keretében készült. A publikáció elkészítését a TÁMOP-4.2.2.A-11/1/KONV-2012-0027 számú projekt támogatta. A projekt az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósult meg.

Irodalom

- [1] W. He, W. Ma, W. Pantleon: Microstructure of individual grains in cold-rolled aluminium from orientation inhomogeneities resolved by electron backscattering diffraction, *Materials Science and Engineering A* 494 (2008) 21–27.
- [2] W. Pantleon: Resolving the geometrically necessary dislocation content by conventional electron backscattering diffraction, *Scripta Materiala* 58 (2008) 994–997.
- [3] H. Kitahara, R. Uejii, M. Ueda, N. Tsuji, Y. Minamino: Crystallographic analysis of plate martensite in FE-28.5 at.% Ni by FE-SEM/EBSD, *Materials Characterization* 54 (2005) 378–386.
- [4] H.-J. Bunge: *Texture Analysis in Materials Science: Mathematical Methods*, Cuvillier Verlag, Göttingen, 1993, pp. 1–19.

Acéllemezek laboratóriumi pácolása a technológia szolgálatában

A létrehozott laboratóriumi pácoló szimulátor koncepciója az volt, hogy az ipari körülményekhez minél inkább hasonlóan a pácolósor minden lényeges elemét tükröző módon lehessen nagy sorozatban laboratóriumi kísérleteket végezni ötvözetlen acéllemezek sósavas pácolásával. Jelen közleményben bemutatjuk a berendezés felépítését és a pácolási körülmények hatását a folyamatra, elsősorban a fémvesztés adatokra alapozva.

Bevezetés

Melegen hengerelt acélszalagok továbbfeldolgozása fémtisztá felület igényel, ezért a hengerlés során keletkező oxidréteget, az ún. revét el kell távolítani. A revétlenítés leggyakoribb eljárása a pácolás, amely az oxidréteg kémiai feloldását jelenti. Ennek legelterjedtebb módja ötvözetlen (valamint gyengén ötvözött) acélok esetén ma a sósavas pácolás. Ez az eljárás használatos az ISD Dunaferr Zrt. pácolóüzemében is. Az ipari pácolósoron többkádás ellenáramú rendszeren vezetik keresztül az acélszalagot, amely mosás és emulziós védőréteg felvitele után kerülhet további megmunkálásra. A folyamatos pácolósoron végzett művelet alapvető célja a meleghengerléskor keletkezett reve maradéktalan eltávolítása olyan módon, hogy a fémvesztés (túlpácolás) minimális legyen.

A sósavas pácolási technológiában alkalmazott kb. 17%-os sósavoldat laboratóriumi kezelése nehézkes. A közeg illékonyága és erősen korrozív jellege miatt nyílt rendszerben nem lehet a tényleges ipari körülményekkel analóg kísérleteket végezni. Ennek felismerése nyomán került sor 2011-ben egy olyan berendezés megtervezésére és megépítésére, ami zárt rendszerű, és az ipari pácolósorral, valamint az alkalmazott páclével kompatibilis. A pácoló szimulátornak nevezett berendezéssel elért eredményeket a későbbiekben a kezelt alapanyagok típusa, illetve az egyes pácolási körülmények hatása szerinti bontásban mutatjuk be.

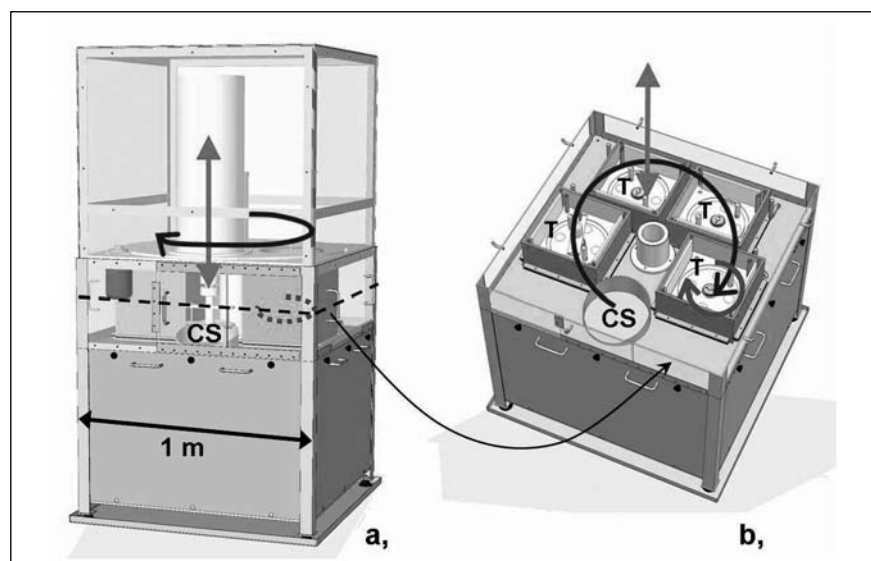
A pácoló szimulátor felépítése

A pácoló szimulátor berendezés négy tartályt tartalmaz. A tartályok középpontja és a mintacsere pozíciója egy körvonalon helyezkedik el, és a mintatartónak a középtengely körüli 72°-os elfordításával érhető el (a körbefordulás során az 5. pozícióban nincs tartály, itt a mintacsere történik). A bemejtés és kiemelés a mintatartó függőleges mozgásával valósul meg. A minták tartályon belüli mozgásáról külön belső forgatórendszer gondoskodik, amely a mintatartó saját tengelye körüli forgatással képezi le a mintának a közeghez képest történő mozgását. Így a minták három szabadsági fok szerinti mozgása valósítható meg. A berendezés felépítését és a minták egyes szabadsági fokok szerinti mozgását az 1. ábra mutatja be.

A pácoló szimulátor a szakirodalomban leírt laboratóriumi pácolási kísérletek körülményeihez képest annyiban jelent újítást, hogy a különböző savkádakba való merítést is képes megvalósítani, míg a szakirodalom jellemzően egyetlen páclével történő kísérletekre és az inhibitorhatás mibenlétének elemzésére szorítkozik [1–10]. A reve eltávolításához szükséges időtartam meghatározása még egyetlen pácoldat esetén is csak kivételesen fordul elő [11].

Noha a szimulátor a gyakorlatlaltal megegyező hőmérsékletet, páclé összetételt, mintamozgatást, merítési sorrendet tesz lehetővé, a berendezés szükségképpen csupán modellezi az ipari pácolósort. Emiatt egyes paraméterek eltérnek az ipari körülményektől. Például a minták tartózkodási ideje az egyes tartályok között az ipari pácolósorhoz képest hosszú, és nincs mód a minták törlésére sem az egyes lépések között.

A berendezés savnak és savgőznek kitett részei ellenálló műanyagokból készültek. A berendezés működése közben folyamatos elszívás gondoskodik a savgőzök eltávolításáról, így a kezelő személyzet felé sav-



1. ábra. A pácoló szimulátor távlati képe (a) és a tartályok szintjét bemutató metszeti kép (b). A nyilak a minták mozgásának szabadsági fokait jelölik. CS: a mintacsere pozíciója mindkét nézetben; T: a tartályok jelzése a keresztmetszeti képen

gőz egyáltalán nem juthat ki. A minták mozgatása történhet lépésenként vagy előre definiált merítési program szerint, de a mozgásokat minden esetben teljesen automatizált vezérlőrendszer végzi, ami külön kapcsolópultban kapott helyet.

Kísérleti körülmények

A vizsgált minták mérete 40×70 mm volt. A minták EN 110130:2006 szabvány szerint DC01AL, az EN10025+A1:93 szabvány szerinti S235JRG, S355MC, és az EN 10111:2008 szabvány szerinti DD11 minőségeknél feleltek meg. Minden átlagolt pácveszteségadat két vagy három független kísérletből származik. A statisztikai elemzés 16 mintából álló sorozatokon készült. A páclevet részben az ipari pácolósor tartályaiból vettük, de egyes esetekben laboratóriumi vegyszerekből állítottuk elő. A páclevek átlagos összetétele a következő volt: $c(\text{HCl}) = 45, 110, \text{ ill. } 175 \text{ g/l}$, $c(\text{Fe}^{2+}) = 125, 60, \text{ ill. } 9 \text{ g/l}$ az 1., 2. és 3. tartályban (a bemerítés sorrendjében). Az ekvivalens mintamozgatási sebességet úgy határoztuk meg, hogy lamináris áramlást feltételezve a szimulátorban ugyanakkora sebességgradiens alakuljon ki a minta körül, mint a valódi pácolósoron (ez felel meg annak, hogy az anyagtranszport azonos legyen a két rendszerben).

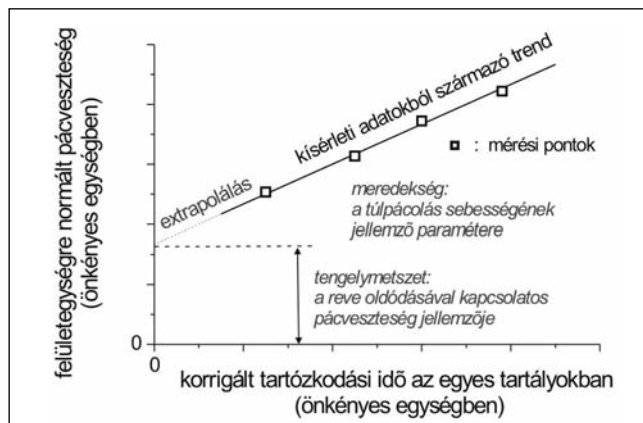
Kísérleti eredmények

A pácveszteségi adatok általános jellemzői

A kapott adatok feldolgozásának

módját a 2. ábra mutatja be. A felületegységre normált pácveszteséget a bemerítési idő függvényében ábrázolva nagy tartózkodási időknél egyenest kapunk. Ennek az egyenesnek a meredeksége a túlpácolás sebességére jellemző, azaz nem a reve oldásával, hanem az alapfém oldódásával hozható kapcsolatba. Mivel a reve és az alapfém a pácolás késői szakaszában szükségképpen egyszerre is oldódik, a reve oldásával kapcsolatos veszteséget csak extrapolációval tudjuk meghatározni. A kísérleti adatokra a túlpácolási szakaszban illesztett egyenes nulla tartózkodási időre extrapolálva a felületi oxidréteg oldásával kapcsolatos veszteséget kapjuk meg. A kiértékelés sémája a 2. ábrán látható.

Külön figyelmet érdemel, hogy a kiértékelésnél az ún. korrigált tartózkodási idő lesz a bemerítés releváns paramétere. Mivel a minták áthelyezése a tartályok között viszonylag hosszú ideig tart, a minták a mozgás során is ki vannak téve a sav hatásának. Ez az időtartam azonban nem adható össze egyszerű módon a savkádban való tartózkodási idővel, lévén a mintához tapadt vékony folyadékfilm kisebb hőmérsékleten máskepp hat, mint a kádban lévő nagy

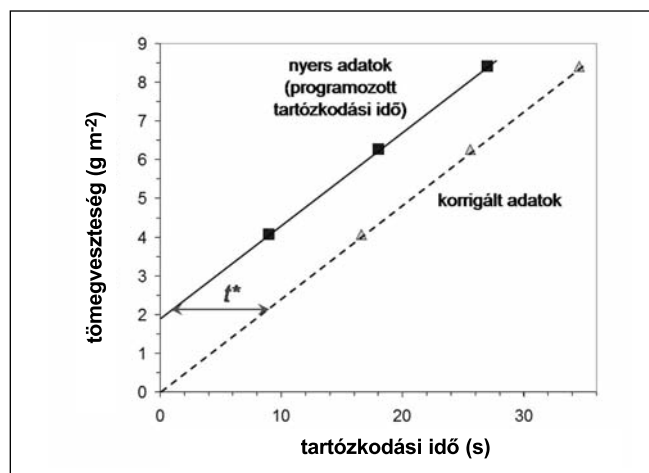


■ 2. ábra. A pácveszteségi adatokból származtatott paraméterek és a kiértékelés vázlata

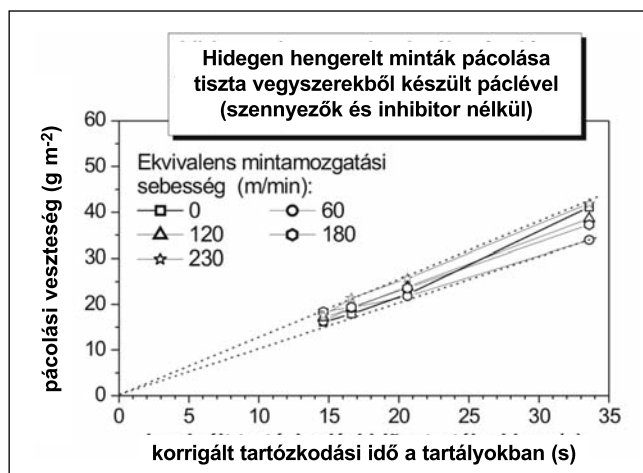
tömegű sav nagyobb hőmérsékleten. Ezért a mintatranszfer idejének csak egy része számít hatékony pácolási időnek. Ezt a korrekciós tényezőt két úton határoztuk meg:

(a) Pácolással már revétlenített lemezeket merítettünk a 3. savkádba, majd a mosófolyadékba különböző tartózkodási időkkel. A kapott tömegveszteség a tartózkodási idő lineáris függvénye, de a kapott egyenes tengelymetszete pozitív (3.a ábra). A tartózkodási időkhöz egy állandó korrekciós időtényezőt hozzáadva (más szóval: a kísérleti adatokat az x tengely mentén jobbra eltolva) akkor kapjuk meg a tényleges effektív tartózkodási időt, amikor a kapott egyenes áthalad az origón (3.a ábra). Az így kapott korrekciós tényező $t^* = 7,6 \text{ s}$, ami a minta tényleges mozgatási idejének kb. 40%-a.

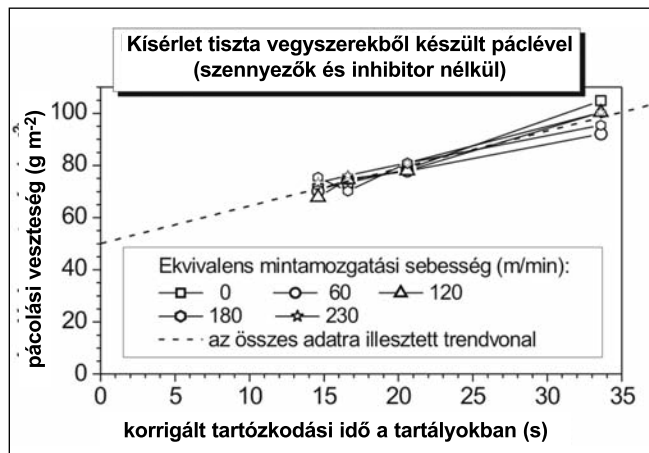
(b) A berendezésben hidegen hengerelt lemezeket kezeltünk. Mivel ezek felületén nincsen reve, a kapott pác-



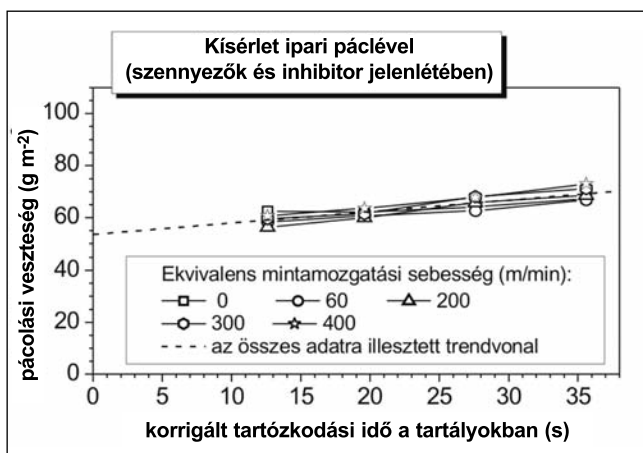
■ 3.a ábra. A pácolási idő korrekciós tényezőjének meghatározása revementesített lemezek tömegvesztesége alapján



■ 3.b ábra. A pácolási idő korrekciós tényezőjének meghatározása hidegen hengerelt lemezek tömegvesztesége alapján



■ 4.a ábra. DD11 minőségű melegen hengerelt lemezek pácvésztése 80 °C-on laboratóriumi páclével mérve



■ 4.b ábra. DD11 minőségű melegen hengerelt lemezek pácvésztése 80 °C-on ipari páclével mérve

vesztések csak a fém oldódásának tulajdoníthatók, és a nulla tartózkodási időre extrapolált veszteség értéke nulla kell hogy legyen. A programozott tartózkodási időhöz hozzáadandó korrekciós tényező itt is $t^* = 7,6$ s-nak adódott, igazolva a korrekciós eljárást (3.b ábra).

Melegen hengerelt lemezek pácvésztése

A melegen hengerelt lemezek pácvésztése jellemzően $52 \text{ g} \cdot \text{m}^{-2}$ körüli érték (a revekomponensek átlagosan $5,2 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-3}$ sűrűségével számolva ez $10 \text{ } \mu\text{m}$ revevastagságnak felel meg). A 4. ábrán láthatók a kísérleti adatok laboratóriumi vegyszerekből készült és ipari páclévek felhasználásával. Az adatok kiértékelési módszerének hitelességét jól jelzi, hogy a két esetben a nulla tartózkodási

időre extrapolált pácvésztés hibán belül megegyezik. A fő különbség a túlpácolás sebességében van: inhibitor nélkül a fém oldódása jóval nagyobb sebességgel zajlik, mivel az inhibitor védőhatása nem érvényesül. A két oldódási sebesség $1,33$ és $0,44 \text{ g} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$. A sebességek aránya összhangban van az inhibitor elvárt védőhatásával.

Az egyes pácolási lépések hatásának elemzése

Az egyes pácolási lépések hatását a pácvésztésre több kísérletben is tanulmányoztuk. Az 5. ábrán bemutatott kísérleti adatok két bemejtési időre és három hőmérsékletre vonatkoznak.

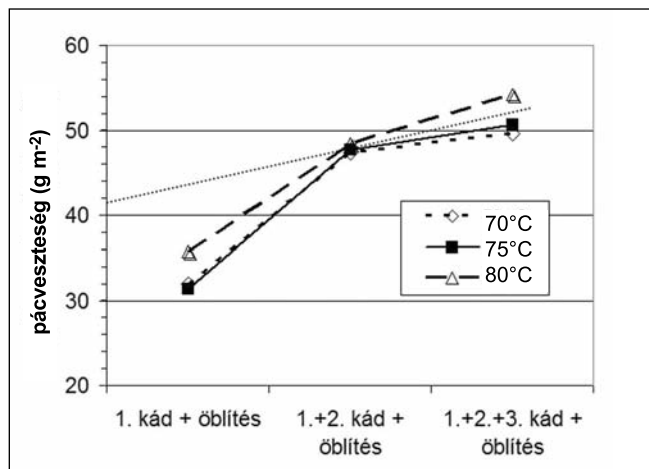
Kis bemejtési időnél (esetünkben 9 s) az első savkádban fellépő tömegváltozás még kisebb annál, mint amit a

nulla tartózkodási időre extrapolálva a revének tulajdonítható veszteségként becsülhetünk. Ha legalább két savkád-ba belemerítjük a mintát (ezzel persze a savval való érintkezés ideje is többszöröződik), akkor a kapott adatok már egyértelműen a túlpácolási szakaszba esnek.

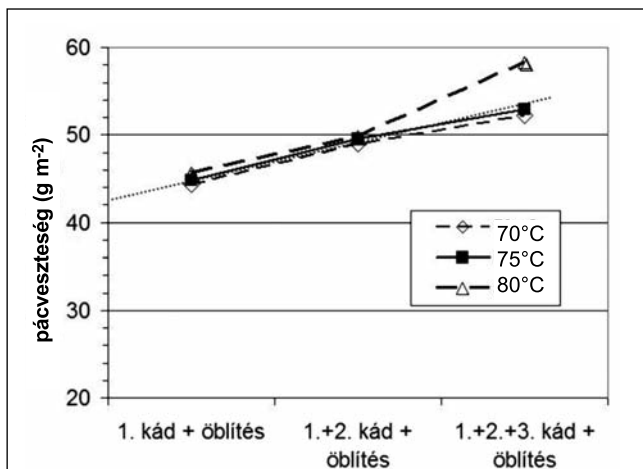
Nagy bemejtési időnél (18 s) már az első savkád-ban megtörténik a reve eltávolítása, és a további kád-ba való bemejtés már csak a túlpácolás mértékét növeli. Mindkét bemejtési időnél elvégezve a nulla tartózkodási időre való extrapolációt megkaphatjuk az adott lemezminőségre jellemző reveoldással kapcsolatos pácvésztéseget.

Statisztikai elemzés

Noha rendszerint három mintára vonatkozó adatok átlagát használtuk a kísérletek kiértékelésében, mindig



■ 5.a ábra. Melegen hengerelt S355MC minőségű lemezek pácvésztése különböző hőmérsékletek és bemejtési idők alkalmazásával egy, két, vagy mindhárom savkád-ba történő bemejtés során 9 s tartózkodási idő mellett



■ 5.b ábra. Melegen hengerelt S355MC minőségű lemezek pácvésztése különböző hőmérsékletek és bemejtési idők alkalmazásával egy, két, vagy mindhárom savkád-ba történő bemejtés során 18 s tartózkodási idő mellett

kaptunk kiugró adatokat (lásd pl. az 5. ábra jobb oldali diagramján a 80 °C-hoz tartozó adatot mindhárom kád alkalmazásakor). Ezért statisztikai elemzéshez a szokásos mérési sorozatoknál nagyobb, 16 melegen hengerelt mintából álló sorozatot használtunk. A 16 párhuzamos mérésből kapott pácveszteségi adatok elemzése megmutatta, hogy a minták homogén sorozatot alkotnak. A Gauss-féle g-statisztika alapján kiugró érték a mérési adatok kb. 1,4%-ánál tapasztalható.

Az azonos módon kezelt minták esetén a pácveszteségi adatok átlagos szórása $2,05 \text{ g} \cdot \text{m}^{-2}$. Az adott lemezminőségre meghatározva a nulla tartózkodási időre extrapolált pácveszteséget ez kb. 5% relatív szórásnak felel meg. A pácveszteségnek a bemeztési időtől való függését elemezve egyértelműen kimutatható volt, hogy ez a szórás a reve oldásával járó tömegváltozással kapcsolatos, azaz az oxidréteg vastagságának fluktuációjával kapcsolható össze. A túlpácolás sebességének változása a relatív szórások összehasonlítása alapján ennél jóval pontosabban határozható meg. Ennek alapján kijelenthető, hogy a pácveszteségadatok szórásáért egyértelműen az oxidréteg átlagos vastagságának lokális változásai felelősek.

A felületi érdesség változása a pácolás során

Megmértük a laborkísérletekben pácolt melegen hengerelt minták felületi érdességét

$$(R_a = 1/n \sum_{i=1}^n |h_i - \bar{h}|)$$

pácolás előtt és azután is a minták mindkét oldalán a hosszanti oldallal párhuzamosan és arra merőlegesen. A hengerlés utáni állapotban a minták átlagos felületi érdessége $1 \mu\text{m}$ körül volt mintaminőségtől függetlenül. A felületi érdesség állandó értéke jól érthető, hiszen ezt elsősorban a hengerlés során alkalmazott henger felülete határozza meg. Pácolás során a minták felületi érdessége nőtt. Mivel az összehasonlítás során a kiindulási felületi érdességek eltéréséből való hatást szerettük volna kiküszöbölni, az alábbi összefüggésekkel jellemeztük a felületi érdességet és annak változását:

$$R_{REL} = \frac{R_a(1,r,p)/R_a(1,r,k) + R_a(1,h,p)/R_a(1,h,k) + R_a(2,r,p)/R_a(2,r,k) + R_a(2,h,p)/R_a(2,h,k)}{4}$$

ahol 1 és 2 jelöli a lemez egyik, ill. másik oldalát, az „r” és „h” a lemez rövidebb, ill. hosszabb oldalával párhuzamos irányt, valamint „k” a kezeletlen, „p” pedig a pácolás utáni állapotot. Az R_{REL} relatív érdesség pedig nem más, mint a különböző helyzetekben mért érdességek arányának átlaga. A relatív változást az alábbi összefüggéssel definiáltuk:

$$\Delta R_{REL} = 100 \cdot (R_{REL} - 1)$$

A megvizsgált melegen hengerelt mintákra ΔR_{REL} értéke +32% körül volt, és adott mintasorozaton belül ez az érték akár 10%-os szórás is mutatott. A felületi érdesség változásának értékelése során figyelembe kell venni, hogy a kísérleti körülmények között a pácveszteség legnagyobb része a reve oldásával kapcsolatos, és csak kisebb hányada a túlpácolás eredménye. A mért értékek jelzik, hogy noha mintáról mintára a reve átlagos vastagsága ugyan csak 4%-ot változik, de adott mintán belül helyről helyre az oxidréteg vastagságának eltérése ennél lényegesen nagyobb is lehet.

Felületi Raman spektroszkópiás vizsgálatok

A pácveszteség és a felületi érdesség rutinszerű meghatározásán túl a pácolt minták felületén esetenként Raman spektroszkópiás vizsgálatot végeztünk a maradék oxid kimutatása céljából. Ez a vizsgálat azonban nem végezhető kvantitatív módon, csupán az adott oxidkomponens (jellemzően hematit vagy magnetit) jelenlétét jelzi. A Raman spektroszkópiás vizsgálatok eredménye szerint az oxid teljes eltávolításához melegen hengerelt lemezeknél legalább $38 \text{ g} \cdot \text{m}^{-2}$ pácveszteséget kell elérni. Az a pácveszteség pedig, amely felett már mindenképpen revementes felülete kapunk, a Raman vizsgálatok alapján $57 \text{ g} \cdot \text{m}^{-2}$. Utóbbi adat jó egyezésben van a nulla tartózkodási időre extrapolált pácveszteséggel ($53 \text{ g} \cdot \text{m}^{-2}$; lásd a 4. ábra jobb oldali grafikonját). A felső értékre vetítve a legkisebb szükséges és a legalább elegendő pácveszteség közötti különbség 35%, ami pedig a felületi érdesség relatív növe-

kedésével nagyjából megegyező érték.

Összefoglalás

2011-ben sor került egy új típusú, kereskedelemben nem beszerezhető berendezés, a pácoló szimulátor megépítésére. Ennek használatával részletes képet kaptunk a sósavas pácolás egyes részfolyamatairól. A pácoló szimulátor előnyös tulajdonsága, hogy a pácolási eljárás minden egyes részfolyamata külön szabályozható, így olyan paraméterek is függetlenül változtathatók, amelyek az ipari folyamatban nem. Például a tartózkodási időt az adott savkádban a szalag sebessége és a kád mérete az ipari berendezésben egyértelműen meghatározza, míg a kísérleti berendezésben minden beállítás függetlenül megadható. Jelen kutatómunkában sikerült meghatározni az egyes lemezminőségekre jellemző pácveszteséget, a túlpácolás sebességét, a felületi érdesség változását. Összefüggést mutattunk ki a felületen maradt oxidréteg és a pácveszteség között. Meghatároztuk továbbá olyan körülmények hatását is, amelyeket itt hely hiányában részletesen nem tárgyaltunk, mint pl. az inhibitor koncentrációjának és a hőmérsékletnek a hatása a pácolási folyamat egyes lépéseire.

Köszönetnyilvánítás

A pácoló szimulátor a TIOP-1.3.1. projekt támogatásával készült. A publikáció elkészítését a TÁMOP-4.2.2.A-11/1/KONV-2012-0027 számú projekt támogatta. A projekt az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósult meg.

Irodalom

- [1] E. Mor, V. Scotto, C. Wrubl: Hexamethylenetetramine Hydroiodide (HMTA-I) as a Corrosion Inhibitor for Steel in HCl Pickling. British Corrosion Journal 7 (1972) pp. 276–280.
- [2] R. Driver, R. J. Meakins: Contrasting Behaviour of Mild Steel and Pure Iron towards Pickling

- Inhibitors. British Corrosion Journal 12 (1977) 46–50.
- [3] F. Hanna, G. M. Sherbini, Y. Barakat: Commercial fatty acid ethoxylates as corrosion inhibitors for steel in pickling acids. British Corrosion Journal 24 (1989) 269–272.
- [4] M. Th. Makhlouf, S. A. El-Shatory, A. El-Said: The synergistic effect of halide ions and some selected thiols as a combined corrosion inhibitor for pickling of mild steel in sulphuric acid solution. Materials Chemistry and Physics 43 (1996) 76–82.
- [5] H. A. El-Dahan, T. Y. S. Mohamed, S. A. A. El-Enin: Efficient quaternary ammonium salt as corrosion inhibitor for steel pickling in sulfuric acid media. Anti-Corrosion Methods and Materials 46 (1999) 358–363.
- [6] A. A. El-Meigly, S. Turgoose, A. A. Ismail, S. H. Sanad: Effect of corrosion inhibitors on scale removal during pickling of mild steel. British Corrosion Journal 35 (2000) 75–77.
- [7] B. Tang, W. Su, J. Wang, F. Fu, G. Yu, J. Zhang: Minimizing the creation of spent pickling liquors in a pickling process with high-concentration hydrochloric acid solutions: Mechanism and evaluation method. Journal of Environmental Management 98 (2012) pp. 147–154.
- [8] B. Tang, D. N. Li, F. L. Fu, Y. C. Xu, G. J. Yu, J. Y. Zhang: A Strategy for Cleaner Pickling: Effect, Mechanism and Evaluation Method of a Complex-Inhibitor in Hydrochloric Acid Medium. Industrial and Engineering Chemistry Research 51 (2012) pp. 2615–2621.
- [9] M. N. El-Haddad, K. M. Elattar: Role of novel oxazocine derivative as corrosion inhibitor for 304 stainless steel in acidic chloride pickling solution. Research on Chemical Intermediates 39 (2013) pp. 3135–3149.
- [10] M. Tourabi, K. Nohair, M. Traisnel, C. Jama, F. Bentiss: Electrochemical and XPS studies of the corrosion inhibition of carbon steel in hydrochloric acid pickling solutions by 3,5-bis(2-thienylmethyl)-4-amino-1,2,4-triazole. Corrosion Science 75 (2013) pp. 123–133.
- [11] M.-J. Cornu, A. Koltsov, S. Nicolas, L. Colom, M. Dossot: Behaviour of tetramine inhibitors during pickling of hot rolled steels. Applied Surface Science 293 (2014) pp. 24–36.

FEKETE BALÁZS – TRAMPUS PÉTER – RADNÓCZI GYÖRGY

Az anyagszerkezetben végbemenő változás kinetikájának vizsgálata a reaktortartály anyagának termomechanikus fáradása során

A VVER-440 reaktortartály 15H2MFA minőségű szerkezeti anyagának kisciklusú fárasztóvizsgálatát végeztük el teljes alakváltozás-amplitúdó vezérlés mellett. A méréseket Gleeble 3800 szervo-hidraulikus fizikai szimulátoron végeztük 150 és 270 °C között ciklikusan változó hőmérséklet-tartományban. A névleges élettartam ismeretében megszakított fárasztóvizsgálatokat végeztünk, majd a próbatesteket transzmissziós elektronmikroszkópban vizsgáltuk, amellyel a célunk a fáradási folyamat követése volt.

Bevezetés

A nyomottvizes-reaktoroknál (Pressurized water reactor – PWR) a leggyakrabban bekövetkező mechanikai tönkremenetel a kisciklusú termomechanikai fáradás, amelyet az egyidejűleg fellépő termikus és mechanikai igénybevétel okoz a tranzíens igénybevételi folyamatok (pl. indítás, és leállítás) és az esetlegesen fellépő üzemzavari körülmények hatására. A hőfáradás vagy termikus fáradás során a ciklikusan váltakozó hőterhelés

(vagy egyidejű hő- és mechanikai terhelés) váltakozó képlékeny alakváltozást idéz elő az anyag felületközeli rétegeiben, a külső és belsőbb anyagrészek eltérő és akadályozott hőtágulása következtében, illetve a csövekben áramló közeg hőretegződésének hatására a cső keresztmetszetében. Az erőművi szerkezeti anyagok kisciklusú fáradási viselkedésének ismerete egyre nagyobb fontosságúvá válik az atomerőművek üzemidőhosszabbítása kapcsán. Jelen munkánkban a célunk az előzetes – kifá-

radásig végzett – kísérletek eredményeire [1] támaszkodva, megszakított fárasztással öregített próbatestek transzmissziós elektronmikroszkópos (TEM) vizsgálatával nyomon követni a fáradási alapstruktúra fejlődését a 15H2MFA reaktortartály-acél esetében. A szerzők ismeretei szerint a vizsgált szerkezeti acélra vonatkozóan hasonló kutatómunkát – melyben a termomechanikus fáradást folyamatában, fémtani elemzésekkel kiegészítve vizsgálják – még nem publikáltak.

Termomechanikus fárasztóvizsgálatok

Anyagminőség és a próbatestek kialakítása

A próbatesteket a VVER-440/V-213 (orosz tervezésű PWR) tartály Cr-Mo-V ötvöztetésű alapanyagából (15H2MFA) munkáltuk ki. A névleges kémiai

1. táblázat. A vizsgált anyag névleges kémiai összetétele (%)

Anyag	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	V	As	Co	Cu
15H2MFA	0,13– 0,18	0,17– 0,37	0,30– 0,60	max. 0,025	max. 0,025	2,50– 3,00	max. 0,040	0,60– 0,80	0,25– 0,35	max. 0,05	max. 0,02	max. 0,015

2. táblázat. A vizsgált anyag mechanikai tulajdonságai

Anyag	20 °C				350 °C			
	R_m [MPa]	R_p [MPa]	A [%]	Z [%]	R_m [MPa]	R_p [MPa]	A [%]	Z [%]
15H2MFA	540	431	14	50	490	392	13	50

összetételt az 1. táblázat, a mechanikai tulajdonságokat a 2. táblázat tartalmazza.

A próbatesteket az esztergáláshoz szükséges hasáb előgyártmányok elkészítése után gyártói előírás szerint 1000 °C-ról olajban edzettük, majd 680 °C-on 15 órán keresztül megerezettük. A hőkezelés hatására bainit-martenzites szövetszerkezet alakul ki, termodinamikailag stabil diszperz eloszlású karbidhálózattal. A hőkezelést követően a szövetszerkezetről készült fénymikroszkópos felvétel az 1. ábrán látható. A hőkezelést követően a hasáb előgyártmányok egy részéből arányos ($l_0=5d_0$) szakító próbatesteket munkáltunk ki, amelyeket kvázisztatikus szakítóvizsgálatnak vetettünk alá a termomechanikus fárasztás szélső hőmérsékletein. Az alkalmazott jeltávolság 20 mm volt. A 2. ábrán látható eredményekből megállapítható, hogy e két hőmérsékleten a mechanikai tulajdonságokban jelentős eltérés nem tapasztalható, az anyag a gyártói adatok szerinti szí-

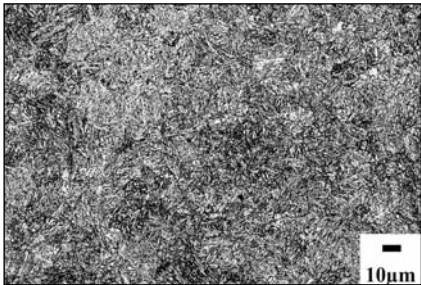
lárdsági tulajdonságokkal rendelkezik.

A vizsgálatok során 8 mm átmérőjű, 7 mm mérőhosszúságú hengeres próbatestet alkalmaztunk. A geometriai tervezés során a próbatestek lehetséges méretének határt szabott a Gleeble berendezés belső méretei által határolt tér és a gép befogórendszere. Továbbá a magas nyomófeszültségek miatt fontos szempont volt a kihajlás elkerülése. Az alkalmazott próbatest méretei a 3. ábrán láthatók.

Annak érdekében, hogy a gyártási körülményekből adódó esetleges inhomogén felületi minőség ne befolyásolja a mérési eredményeket, a vizsgálatok előtt a próbatesteket esztergagépen csiszoltuk és políroztuk.

A mérési elrendezés

A kisciklusú fáradási vizsgálatokat szervo-hidraulikus mechanikai rendszerrel működő Gleeble 3800 fizikai szimulátorral végeztük, állandó mechanikai nyúlásamplitúdó (ϵ_m) mellett. Az egytengelyű mechanikai terhelés mellett a Gleeble 3800 termikus rend-

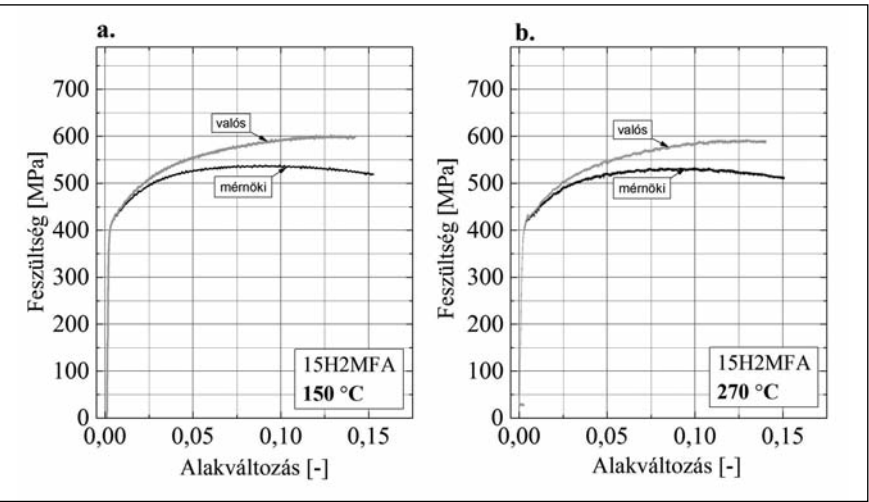


1. ábra. A kísérleti anyag szövete képe (N=200×, 5% Nital)

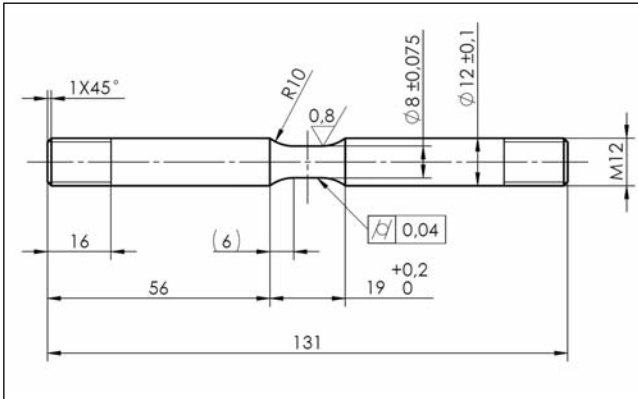
szere segítségével időben változó hőmérséklet-terhelést működtettünk a mérés során $T=150\text{--}270\text{ °C}$ között, a mechanikai terheléssel fázisban. A hőmérséklet-szabályozás a próbatestre a befogópofáktól szimmetrikusan, középen felhegesztett K-típusú termoelem segítségével történt. A fárasztóvizsgálat idő-mechanikai terhelés, és idő-hőmérséklet diagramja a 4. ábrán látható.

A teszteket háromszög programozott jelalakkal és 0,08 Hz-es frekvenciával végeztük. A ciklikus terhelést a nyomott oldalról indítottuk. A teljes deformációt HZT060 típusú lineáris útdóval mértük, melyet közvetlenül a próbatestre rögzítettünk. A berendezés közvetlen ellenállásfűtéssel hevíti a próbatestet rézpofákon keresztül, a hűtés a próbatest mérőhosszára irányított nagynyomású levegővel történt. A vizsgálat elrendezése és a Gleeble 3800-as berendezés kamrateré az 5. ábrán látható.

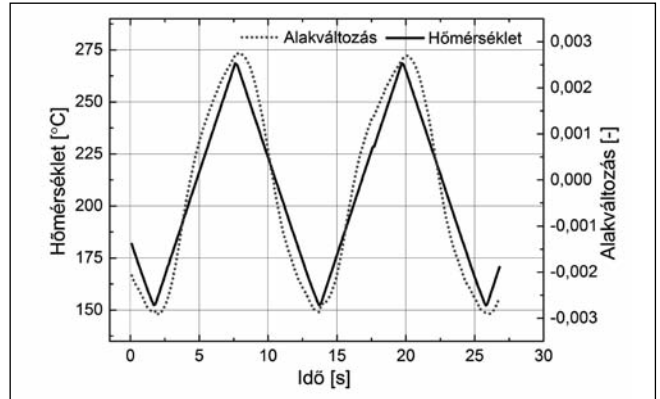
A terhelés-amplitúdó hatásának vizsgálata során négy alakváltozási szinten végeztünk előzetes vizsgálatokat annak érdekében, hogy az adott mérési beállításhoz tartozó tönkremeneteli élettartamot megismerjük. A tönkremenetelig lefuttatott fárasztóvizsgálatok mechanikai terhelés amplitúdói (a teljes alakváltozás amplitúdói) a következők voltak: $\pm 0,3\%$, $\pm 0,6\%$, $\pm 1,2\%$, $\pm 1,5\%$. Mérési beállításként három ismétlést végeztünk, tönkremeneteli kritériumként a vizsgálat során mért húzóirányú maximális erő 75%-ának elérését határoztuk meg. Az így definiált tönkremeneteli



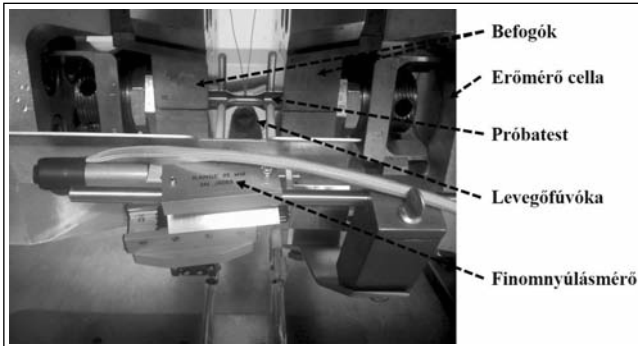
2. ábra. A szakítóvizsgálatok eredményei a. 150 °C-on, b. 270 °C-on



■ 3. ábra. A próbatestek méretei



■ 4. ábra. A terhelések vezérelt változóinak idő diagramja



■ 5. ábra. A kísérleti elrendezés a Gleeble szimulátor kamratereiben

kritériummal fárasztva, a próbatestek keresztmetszetében jelentős méretű, a keresztmetszet 40-60%-ára kiterjedő repedés keletkezett. Az alakváltozás, az erő, és a hőmérséklet jeleket 10 Hz-es frekvenciával mintavételeztük.

Kifáradási élettartam

A tönkremeneteli ciklusszám és a képlékeny alakváltozás-amplitúdó közötti kapcsolat egyik széles körben elfogadott modellje a Coffin–Manson-egyenlet [2]. Jelen vizsgálat Coffin–

kus vizsgálatok eredményeit a Coffin–Manson-törvény nem írja le olyan megbízhatósággal, mint az izotermikus körülmények között végzett vizsgálatokét.

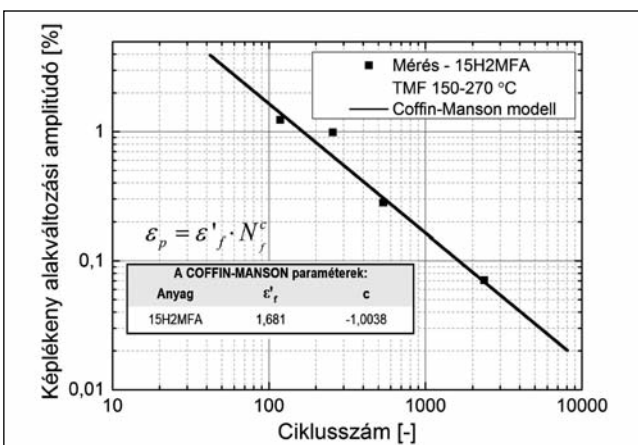
A diagramban ábrázolt mennyiségek a terhelési szintenként adódó eredmények átlagértékei.

Az illesztés korrelációs együtthatójának négyzete a korábbi izotermikus tesztek esetén $r^2=0,999$ -re, míg a termomechanikus tesztek értékelése során $r^2=0,771$ -re adódott. Az elméleti görbétől való nagyobb eltérésből elő-

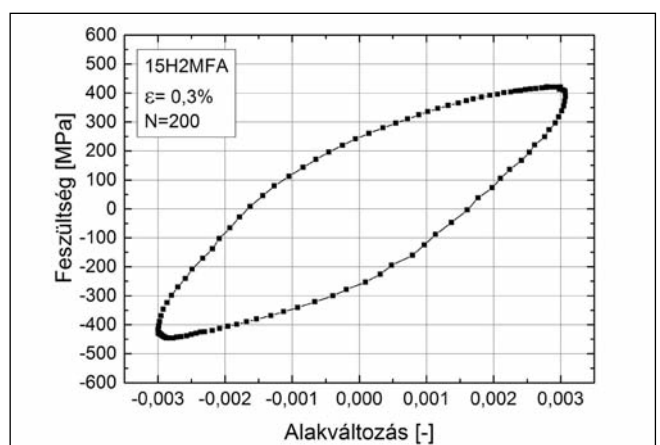
zetesen arra következtetünk, hogy a termomechanikus vizsgálatok során, a felületen az intenzív hőelvonás tangenciális feszültségkomponens megjelenését okozhatja az anyagban, melyet az egytengelyű feszültségállapotot feltételezve nem vettünk figyelembe, azonban az élettartamra hatással lehet. Az említett feszültségkomponens számításával jövőbeli célunk korrigálni a 6. ábrán látható eredményeket.

Megszakított termomechanikus fárasztóvizsgálatok

Az előző részben leírt módon meghatároztuk a szerkezeti anyag adott fárasztási paraméterekhez tartozó élettartamát, amely eredményeket a megszakított fárasztási vizsgálatok tervezésénél használtunk fel. A terhelési szintek közül jelen kutatáshoz a legalacsonyabbat választottuk (0,3%), mivel az üzemi körülményeket legjobban modellező igénybevétel hatásának vizsgálata volt a célunk. A magas alakváltozás-amplitúdó az anyag fáradási viselkedésének tanulmányozásá-



■ 6. ábra. A TMF-teszt Coffin–Manson-diagramja



■ 7. ábra. A hiszterézisgörbe

3. táblázat. Átlag tönkremeneteli élettartam $\varepsilon=0,3\%$ terhelési szinten

Minta- azonosító	Mechanikai nyúlás amplitúdó	Vizsgálati hőmérséklet	Halmazódó károsodás $\frac{N_i}{N_t}$	Ciklusszám N_i
1	0,3%	150-270 °C	0,05	106
2	0,3%	150-270 °C	0,25	594
3	0,3%	150-270 °C	0,50	1188
4	0,3%	150-270 °C	0,70	1663

hoz, és a fáradási modell felvételéhez szükséges, azonban a valós berendezésen a geometriai kényszerek miatt üzem közben nem jellemzőek ekkora alakváltozások. A kiválasztott terhelési szinten az átlag tönkremeneteli élettartam (N_t) 2376 ciklus, amelyet négy részre osztottunk a 3. táblázat szerint.

A korábbiakban ismertetett kísérleti módszer szerint lefuttattuk a fárasztóvizsgálatokat a 3. táblázat szerinti ciklusszámokkal.

Transzmissziós elektronmikroszkópos vizsgálatok

Próbatest-előkészítés

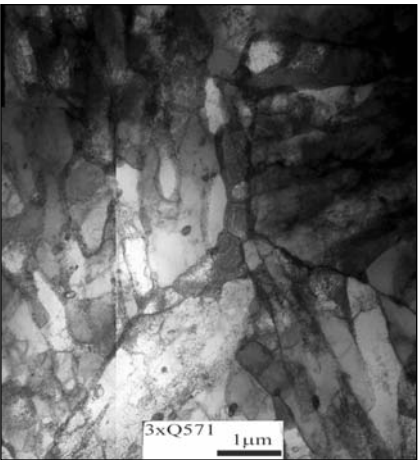
Mivel a megszakított fárasztások próbatestjeinek felületén repedések még nem láthatók, ezért a vizsgálatok kritikus kérdése a minta kivételének helye. A 8. ábrán egy jellemző repedéskép látható, melyen bejelöltük a törésig fárasztott próbatesteken jelentkező repedések jellemző helyét.

A fárasztott próbatestek fent jelölt, és látható repedéssel még nem rendelkező részéből 3 mm magas korongot vágunk ki gyémánttárcsás asztali vágógépen. Az így kapott mintából

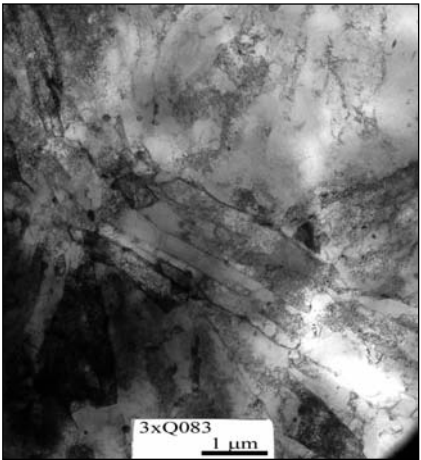
gyémántfűrészszel 0,5-0,7 mm vastagságú lemezt készítettünk, amelyből 3 mm átmérőjű kör alakú mintát vágunk ki. A mintát mechanikus csiszolással (SiC, gyémánt) 40-50 μm vastagságig, utána ionsugaras vékonyítással (10 keV Ar^+ , a felülettől mért 2-5° beesési szög mellett) perforációig vékonyítottuk. A mintában több lyuk keletkezik, amelyek közötti hidakban illetve a lyukak szélénél vannak az elektronok számára átlátható helyek. Ezek területére a 10 μm laterális méret jellemző. A vizsgálatokat CM-20 típusú elektronmikroszkópban, 200 kV gyorsítófeszültség mellett végeztük.

A TEM-vizsgálatok eredményei

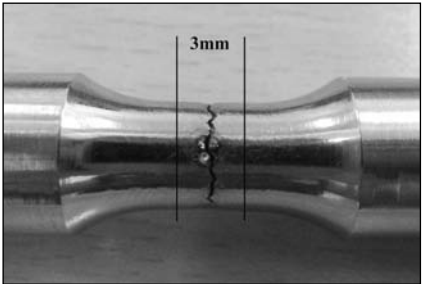
Az 1. mintára jellemző (9. ábra), hogy elnyújtott szubszemcséket látunk benne, amelyek keresztmetszete a 0,1-1 μm közötti, hosszuk azonban ennek a méretnek többszöröse, 10 μm is lehet. Az elnyújtott szemcsék iránya változó, jellemző, hogy több helyen egy centrumba mutatnak. Az ekvixiális szemcsékről elképzelhető, hogy ezek esetében elnyújtott szemcsék keresztmetszetét látjuk. A 9. ábrán mutatott terep csak kisszögű határokat tartalmaz.



9. ábra. Az 1. mintáról készült TEM-felvétel (119 ciklus)



10. ábra. A 2. mintáról készült TEM-felvétel (594 ciklus)



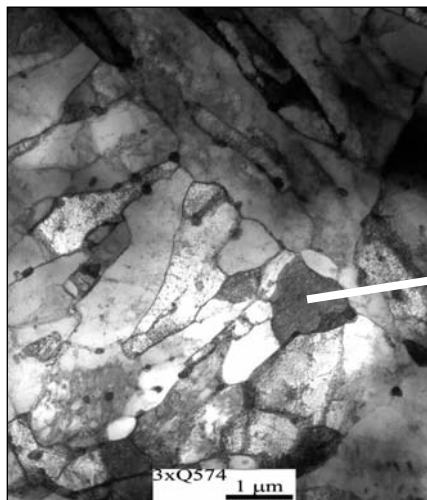
8. ábra. A repedések helyzete

A szemcséknek tűnő cellák belsejében viszonylag kevés diszlokációt látunk, a diszlokációk nagy része a falakban van. A diszlokációk száma egyes szemcsék belsejében 400-800 $1/\mu\text{m}^3$.

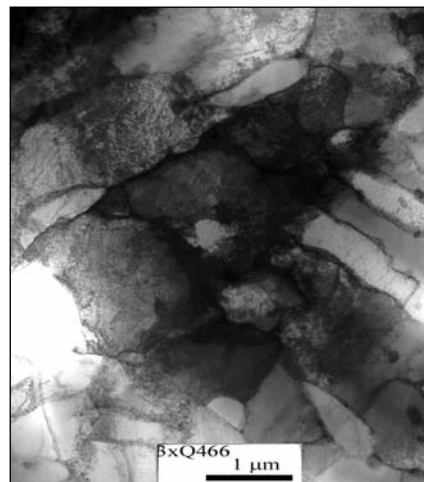
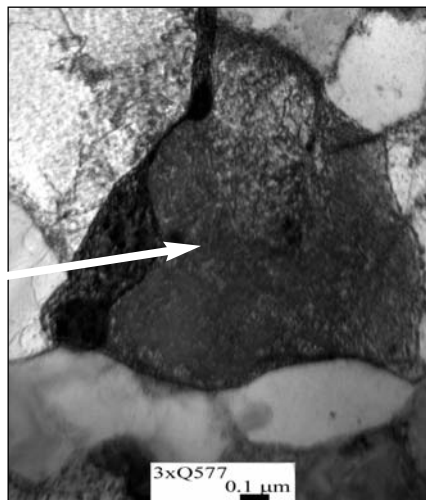
A 2. mintáról készült felvétel látható a 10. ábrán. A szerkezetben elnyújtott cellák kötegeit láthatjuk különböző irányokban, egy nagyobb területen, azonos szemcsén belül. Megjegyezzük, hogy az egyes területeken a cellák láthatósága attól függ, hogy a vizsgált terület mennyire van Bragg-helyzetben. Az egyes kötegekben a cellák a 9. ábrán láthatóhoz képest keskenyebbek, a két szerkezet (9. és 10. ábra) között más érdemi különbség nem volt megfigyelhető.

A károsodási élettartam feléig fárasztott próbatestből készített 3. minta mikroszerkezete látható a 11. ábrán. Itt is megjelennek a különböző irányban álló elnyújtott cellák kötegei, amelyek néhány mikrométeres tartományokban vannak elrendezve. A tipikus cellakeresztmetszet ennél a mintánál is 1 μm alatti, a cellák hossza 1-5 μm . Az 1. és 2. mintával összehasonlítva a cellák keresztirányú méretének növekedése figyelhető meg. Az aprószemcsésnek látszó tartományok lehetnek az elnyújtott cellakötegek keresztmetszeti nézetei, de lehetnek átlapoló kötegek kétirányú darabolódásával előállt szerkezetek is. Ezek rendszeresen az elnyújtott cellák kötegeinek metszéspontjában jelennek meg. A felvételen megjelenő sötét, kb 0,1 μm méretű foltok kiválások.

A 11. ábrán látható határok szisztematikus kihajlása az equiixiális tartományból az elnyújtott cellák irányába nem lehet a deformációs folyamat következménye. Ez arra utal, hogy a határok elmozdultak a nagyobb – több hibahelyet tartalmazó – cellák irányá-



■ 11. ábra. A 3. mintáról készült TEM-felvételek (1188 ciklus)



■ 12. ábra. A 4. mintáról készült TEM-felvétel (1663 ciklus)

ba. Az ábra jobb oldalán kiemelt háromszög alakú sötét kontraszttal megjelenő szemcse, szintén még kisebb (néhány tízed μm méretű) cellákból áll.

A 12. ábrán a károsodási élettartam 70%-áig fárasztott minta szerkezete látható (4. minta). A cellák alakja rendezetlenebb, mint a korábbi mintákban, a szubszemcse-határok gyakran a kiválásokon vannak feltűzve. Mindez arra utal, hogy szemcsehatármozgások mehettek végbe a mintában. A szerkezetre jellemző az alacsony diszlokáció-koncentráció.

A TEM-vizsgálatok eredményeinek értékelése

Mayer és társai [4] hasonló összetételű és szövetszerkezetű gőzturbinákban használt melegsziárd acélon végeztek megszakított fárasztási kísérleteket. Kísérleti anyaguk ciklikusan lágyuló, a lágyulás mértéke jelentősen függ az alakváltozás sebességétől és a hőmérséklettől. A próbatesten meghatározták a diszlokációsűrűséget, és a szubszemcseméretet a ciklusszám függvényében, melyből látható, hogy a diszlokációsűrűség csökkenő, míg a cellaméret növekvő tendenciát mutat a fáradás előrehaladásával.

Az általunk vizsgált mintákban a cellaszerkezet már a legkisebb ciklusszám (119 ciklus) esetén kialakul, de a cellákon belül még jelentős számú diszlokáció található. A ciklusszám növelésével a cellaméret mintha valamit csökkenne (10. ábra, 594 ciklus). A szerkezetben jobban érzékelhető változást a 1118 ciklusdeformációt

elszenvedett mintában láthatunk, amelyben mintha dinamikus relaxációs folyamatok indultak volna el. Erre a cellahatárok kihajlása utal (11. ábra). 1663 ciklus után a cellahatárok elveszítik irányítottágukat és vonaluk a TEM-képeken helyenként megtörik, ami a korábbi állapotokban nem figyelhető meg. A karbidzárványok mérete is valamelyest megnő és rendszerint a cellahatárokon találjuk őket (10. és 11. ábra). Mindezek a jelenségek arra utalnak, hogy a ciklikus terhelés folyamán diffúziós folyamatok mennek végbe, amelyek következtében megindul a cellahatárok elmozdulása. Emellett a diszlokációsűrűség is csökken, egyre több cella belseje tűnik diszlokációmentesnek. Mindezek a (dinamikus) folyamatok elvezethetnek oda, hogy a kisszögű cellahatárok szerkezete átalakul, azok mozgásképesse válnak. Ezáltal a kialakult csúszási rendszerek elzáródhatnak, a csúszás/elmozdulás a diszlokációs mechanizmusról áttevődhet a szemcse- és cellahatárokbá. Mivel utóbbiak már nem fekszenek benn valamilyen csúszási rendszerben, a határok menti elmozdulások repedések kinyílásához vezetnek. Ezt a folyamatot erősítheti a karbidok jelenléte a határokbán. A ciklusszám további növelésével a repedések növekednek (illetve a meghatározó repedés növekszik), a minta eltörik.

Összefoglalás

A kísérleti és a fémtani eredmények elemzése alapján a bemutatott vizsgálatok az alábbiakban foglalhatóak

össze. A rektortartály anyagán kisciklusú termomechanikai fárasztóvizsgálatot végeztünk különböző terhelés-amplitúdóval, ciklikusan változó 150–270 °C hőmérséklet-terhelés mellett. A kísérleti anyag mechanikai viselkedését tekintve ciklikusan lágyuló. A 0,3% teljes alakváltozás-amplitúdó modellezi legjobban a tényleges berendezésben uralkodó körülményeket, ezért ezzel a terheléssel végeztük a megszakított fárasztóvizsgálatokat az előzetesen meghatározott élettartam 5, 25, 50, 70%-áig. Az így előkészített, eltérő halmozódó károsodással rendelkező próbatestekből TEM-mintákat készítettünk úgy, hogy a minták síkja és a terhelés iránya párhuzamos legyen. Ezeket CM-20 típusú elektronmikroszkópban, 200 kV gyorsítófeszültség mellett vizsgálatokat végeztük, amellyel a fáradási struktúra fejlődésének követése volt a célunk. A TEM-vizsgálatok kimutatták, hogy a diszlokációsűrűség csökken a fáradási folyamat előrehaladtával. A fáradási struktúra a névleges élettartam felénél intenzívebb változást mutat. Ekkor a cellák belsejében lejátszódó diszlokációs mechanizmust egyre inkább felváltja a szemcse- és a cellahatárok mozgása, mely mikrorepedések kialakulásához vezet. A folyamatot a szemcsehatárokbán jelen lévő karbidok gyorsítják.

Köszönetnyilvánítás

A publikáció elkészítését a TÁMOP-4.2.2.A-11/1/KONV-2012-0027 számú projekt támogatta. A projekt az Európai Unió támogatásával, az

Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósult meg.

A szerzők köszönetüket fejezik ki dr. Verő Balázs professzornak a TEM-felvételek értelmezésében nyújtott segítségével. A transzmissziós elektronmikroszkópos vizsgálatok az MTA TTK Műszaki Fizikai és Anyagtudományi Intézetében készültek.

Irodalom

[1] B. Fekete, P. Bereczki, P. Trampus: Low cycle fatigue behavior of VVER-440 reactor pressure vessel

steels at isothermal condition, Materials Science Forum. 2014. (megjelenés alatt)

[2] L. F. Coffin: Fatigue at high temperature – Prediction and interpretation. Proc. Instn. Mech. Engrs. 1974 Vol. 188 9/74

[3] G. Facheris, M.-S. Pham, K. G. F. Janssens, S. R. Holdsworth: Microscopic analysis of the influence of ratcheting on the evolution of dislocation structures observed in AISI316L stainless steel during low cycle fatigue. Materials Science & Engineering A587 (2013) 1–11.

[4] T. Mayer, L. Balogh, C. Solenthaler, E. Muller Gubler, S. R. Holdsworth: Dislocation density and sub-grain size evolution of 2CrMo NiWV during low cycle fatigue at elevated temperatures. Acta Materialia 60 (2012) 2485–2496.

[5] Vani Shankar, Valerij Bauer, R. Sandhya, M. D. Mathew, H.-J. Christ: Low cycle fatigue and thermo-mechanical fatigue behavior of modified 9Cr–1Mo ferritic steel at elevated temperatures. Journal of Nuclear Materials 420 (2012) 23–30.

PÓR GÁBOR – CSICSÓ GÁBOR – DANKA ZSOLT – GÁRDONYI GÁBOR – MANHERTZ GÁBOR – BERECKZI PÉTER – SZOMBATHELYI VIKTOR – TRAMPUS PÉTER – VERŐ BALÁZS

Akusztikus események detektálása TWIP-acélok szakítása közben

A TWIP- (TWinning Induced Plasticity = ikresedés hatására bekövetkező képlékeny alakváltozás) acélok története körülbelül 16 éves múltra tekint vissza. Ezek az ausztenites acélok széles körben használatosak, mivel nagy szilárdságuk nagymértékű képlékeny alakíthatósággal párosul, emellett jó kopás- és korrózióálló tulajdonsággal rendelkeznek. A TWIP-acélnak egyre nagyobb szerep jut az autópárhuzban. A TWIP-acélok szakítógörbéje felosztható három jól elkülöníthető részre: az első szakaszban a diszlokációs keményedés jellemző, amelyek akusztikus emissziós (AE) eseményeket okoznak; a második szakaszban az ikresedés következtében jelentkezik az események többsége; míg a harmadik szakaszban az ikerpárok generálják az eseményeket. A méréseink célja az volt, hogy szakítóvizsgálat közben jellegzetességeket találjunk az egyes szakaszok alatt regisztrált akusztikus eseményekben. Különbségeket észleltünk az eseménynagyságban, az eseménygyakoriságban, mialatt a spektrumok első benyomásra nagy hasonlóságot mutattak. Alaposabb vizsgálat után kisebb eltéréseket észleltünk a spektrumokban, melyek fontosak lehetnek a későbbi elemzésekben. A szakítóvizsgálatokat Gleeble szimulátor segítségével hajtottuk végre.

Bevezetés

A cikkben TWIP-acélok eltérő hőmérsékleten történő szakítása közben rögzített akusztikus jeleket mutatunk be. A TWIP-acélok nagy mangántartalommal (17–24%) rendelkeznek, aminek következtében szobahőmérsékleten teljesen ausztenites szövetszerkezetük van és nagymértékű képlékeny alakváltozásra képesek az ikerkristályok keletkezésének köszönhetően. Erről a folyamatról kapta a nevét az anyag. Az ikresedés következtében a mikroszerkezet folyamatosan finomabbá válik. Az ikerhatárok úgy viselkednek, mint a szemcseha-

tárok, ugyanis gátolják a diszlokációk mozgását, növelve az acél szilárdságát. A TWIP-acél egyesíti a nagy szilárdságot a nagy szívóssággal.

A szakítóvizsgálatok kiértékelésénél az egyes szakaszok megkülönböztetésére a keményedésváltozás sebességének görbáját használják. A görbe a valódi alakváltozás-valódi feszültség függvény folytonos differenciáljával állítható elő. A függvény lokális szélső értékeinél választhatóak el az alakváltozási mechanizmusok egyes szakaszai. Mivel eltérő anyagszerkezeti változások játszódnak le a különböző szakaszokban, érdekes kihívásnak ígérkezett, hogy eltérése-

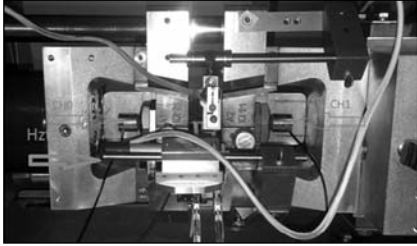
ket találjunk az egyes szakaszok akusztikus eseményei között.

Cikkünkben analizáljuk és összehasonlítjuk a különböző hőmérsékleten (szobahőmérséklet, 100 °C, 150 °C) végzett szakítások során mért akusztikus eseményeket.

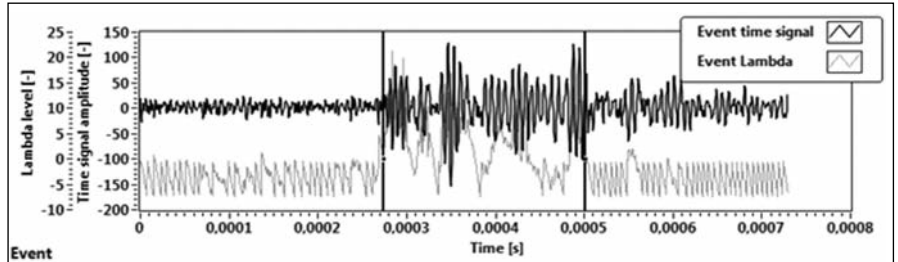
A vizsgálati eljárás bemutatása

A szakítóvizsgálatok végrehajtásához a Gleeble 3800 [1] fizikai szimulátort használtuk. A Gleeble egy termomechanikus szimulátor, amelynek egy teljesen integrált, digitális, zárt rendszerű szabályzó rendszere van.

Precíziós öntéssel készült TWIP



■ 1. ábra. Próbatétel a Gleeble munkatérben



■ 2. ábra. SPRT eseménydetektálás, a felső a rögzített jel, az alsó a lambdafüggvény

minőségű acélból gyártott próbatesteket vizsgáltunk. A vizsgált TWIP-acél nagy mennyiségű mangánt (23,9%) és 0,5% korbont tartalmaz, mindemellett nagymértékű képlékeny alakváltozásra képes, köszönhetően az ausztenites szerkezetnek és az ikerkristályok keletkezésének.

A szakítás folyamata a következő:

- A próbatestet az 1. ábrán látható két pár rézpofa segítségével pozicionáljuk a szimulátor befogópofáiba, majd mechanikusan előfeszítjük.
- A hosszirányú alakváltozás mérése a „HZZ” elnevezésű, LVDT-típusú nyúlásmérőt használtuk. A vizsgálati szakasz közepén a keresztmetszet-csökkenést szintén regisztráltuk a szakítás során.
- A szakítóvizsgálatokat 50 mm/perc keresztfej sebességgel hajtottuk végre.
- A próbatest hevítését a rendszer ellenállásfűtéssel valósítja meg. A hőmérsékletet a próbatest vizsgálati szakaszának közepére hegesztett termoelempárral szabályoztuk.

Egy saját fejlesztésű rendszert használtunk, hogy detektáljuk és analizáljuk az akusztikus emissziós (AE) eseményeket. Szükségünk volt egy mintavételező és adattároló rendszerre, amely képes nagy frekvenciával rögzíteni a jeleket. A választásunk a National Instruments PXIe beágyazott rendszerére esett. A ViKTÓRIA névre keresztelt, saját fejlesztésű programmal vezéreltük a méréseket és elemeztük az eredményeket [2]. A ViKTÓRIA képes 2 MHz mintavételi frekvenciával rögzíteni az adatokat négy csatornán. A szoftvercsomag ezen kívül alkalmas utólagos eseménydetektálás futtatására is. Az AE-mérésekhez Sensophone A-15 AM AE-szenzorokat és Sensophone erősítőt használtunk [3].

Az AE-események detektálásához két különböző módszer állt rendelkezésünkre. Az első verzióban a küszöbszintes eljárást alkalmaztuk. Ebben a módszerben, az algoritmus kiválasztja az eseményeket a rögzített jelekből az előre meghatározott küszöbszint alapján. A második eseménydetektálási technika az SPRT (Sequential Probability Ratio Test – szekvenciális valószínűségi hányados teszt). Ez a módszer a rögzített időjelet lépésről lépésre dolgozza fel. A módszer alapja az ún. lambdafüggvény, amelynek a definíciója a következő:

$$\lambda_n = \ln \frac{p(x_1, x_2, \dots, x_n | H_1)}{p(x_1, x_2, \dots, x_n | H_0)}$$

ahol x_i a mintavételezett és szűrt adatsor; a számlálóban a H_1 (esetünkben az események eloszlása) hipotézisnek megfelelő folyamat valószínűségi sűrűsége (p) szerepel; a nevezőben a H_0 (esetünkben háttérzaj eloszlása) hipotézisnek megfelelő jelrész valószínűségi sűrűsége kap helyet.

Ha a lambdafüggvény negatív tendenciát mutat, akkor a mért jel adott szakasza a fenti egyenlet alapján inkább a H_0 hipotézist elégti ki. A lambdafüggvény növekedése esetén, amennyiben az értékek elérik a felső döntési határt, akkor a vizsgált szakasz a háttértől eltérő eseményeket is tartalmaz. A lambdaértékek számítását megelőzi egy, az adatsoron elvégzett AR (autoregresszív) szűrés. A

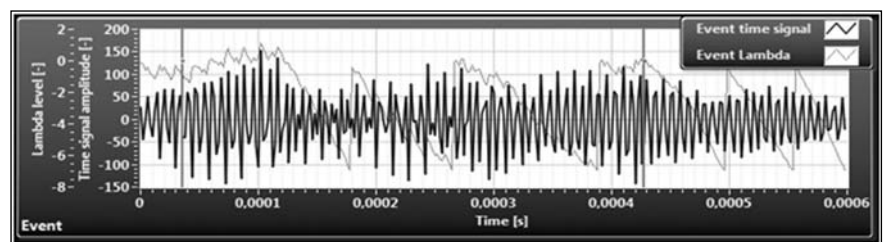
szűrt jelre a lambdaértékeket kiszámítva az események azonosíthatók.

A jel előkészítése után (szűrés, vágás), lehetőségünk van kiszámítani a klasszikus AE-paramétereket (felfutási idő, esemény időtartam, oszcilláció szám, maximum amplitúdó). Az SPRT-detektálást használva több eseményt találunk, mint a hagyományos módszer alapján. Ez a módszer természetéből adódik, mivel képes észrevenni olyan eseményeket, melyek amplitúdója megegyezik vagy akár kisebb is, mint a háttérzaj amplitúdója (2. ábra).

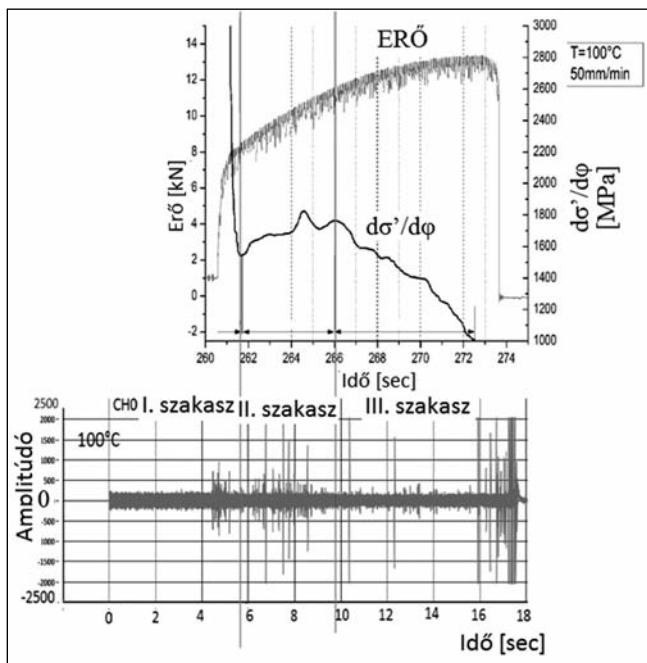
Közvetlenül a mérés megkezdése előtt a próbatestet ellenállásfűtéssel 1 °C/másodperces hevítési sebességgel a vizsgálati hőmérsékletre melegítettük. A fűtést 50 Hz-es váltakozó áram végezte. Észrevettük, hogy az SPRT-eljárás detektál eseményeket a tényleges szakítás megkezdése előtt is. Ezek rendkívül gyenge események, melyeket csak az SPRT észlel, a hagyományos küszöbszintes eljárás ezeket nem érzékeli. Ilyet láthatunk a 3. ábrán.

Mérési eredmények

A TWIP-acélok szakítógörbéje felosztható három szakaszra a következőkben ismertetett módon. Az aktuálisan mért erő (F) és az aktuálisan mért mérőhossz változás (Δl) értékekből meghatározzuk a valódi feszültség (σ') – valódi nyúlás (φ) görbét.



■ 3. ábra. Az SPRT által detektált gyenge esemény a tényleges szakítás megkezdése előtt



■ 4. ábra. A szakítógörbe és a keményedési tényező, alatta a mért időjel. Az időjelet a $d\sigma'/d\phi$ görbe használatával osztottuk fel három szakaszra

A $\sigma'(\phi)$ görbe deriválásból kapjuk meg a keményedés változásának sebességét (work-hardening rate, $d\sigma'/d\phi$). A folytonos differenciál sajátossága miatt a primer $d\sigma'/d\phi$ görbék helyenként erősen oszcillálnak, így ezeket simítani kellett. Simításhoz a MATLAB „polifit” funkcióját használtuk, az eredő görbe a 4. ábrán látható. Tipikusan a szakítógörbe kezdetén a $d\sigma'/d\phi$ érték nagymértékben csökken, ezt nevezzük I. szakasznak, majd kis mértékben emelkedni kezd (II. szakasz), majd a legvégén ismételen csökken (III. szakasz). A szakítógörbe ilyen típusú kiértékelése megtalálható a szakirodalomban [5, 6].

4. ábra) az első szakaszban láthatunk néhány közepes amplitúdójú (500-1000 mV) AE-eseményt, főleg a képlékeny alakváltozás elérése előtt. Az első és a második szakasz közti lokális minimumnál található az a pont, ahol az ikerhatár képződés kezdődik, de az anyag még nem ad AE-eseményt. Az újra növekedő $d\sigma'/d\phi$ görbe hatására újra érzékelünk eseményeket, de kisebb amplitúdóval (500 mV alatt). A harmadik szakaszt a kisméretű események uralják, kivéve a szakítás utolsó részét, ahol már makrorepedések jelentkeznek az anyagban. A harmadik szakasz elején látható néhány nagyméretű (2000

Az első szakaszban, mikor a görbe drasztikusan esik, a szakirodalom szerint [6] nem észlelhető ikresedés, viszont AE-események detektálhatók a diszlokációs keményedés miatt. A második szakaszban, ahol a görbe emelkedik, az ikerkristályok keletkezésének a hatását láthatjuk. A harmadik szakaszban, ahol a $d\sigma'/d\phi$ görbe újra csökken az iker-iker kölcsönhatás eredményét detektáljuk [6].

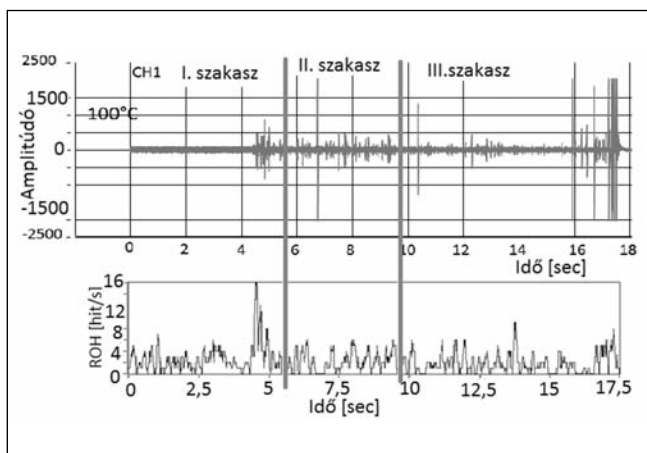
100 °C-on (5.

mV) esemény, melyek valószínűleg mikrorepedés keletkezésére (üregképződésre) utaló jelek. A szakítás legvégén látható nagy események a tényleges szakadás következményei.

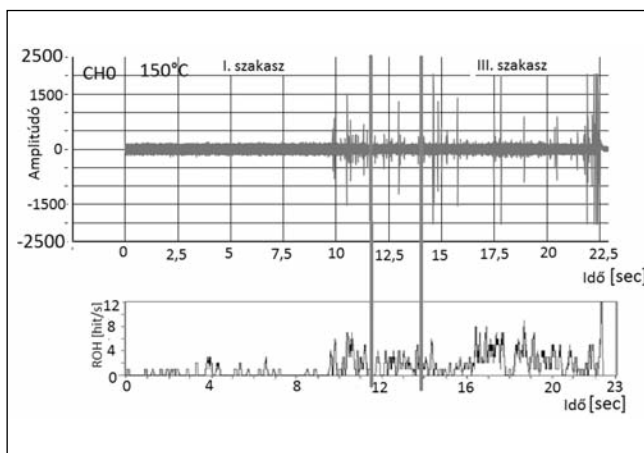
A 150 °C-os szakítás során vizsgálva az eseményeket sok hasonlóságot fedezünk fel (6. ábra). Az első 10 másodpercben a fűtésből származó jeleket láthatjuk. Utána nagyobb eseményaktivitást fedezhetünk fel az első szakasz alatt, majd a szakaszváltás következtében az aktivitás a minimumra csökken. Általánosságban az események maximum amplitúdója kisebb a második és a harmadik szakaszban, mint az elsőben. Előfordul néhány nagyobb esemény is, de a kisebbek dominálnak. Az eseményszám szintén kisebb, de ez lehet a következménye a kisebb amplitúdóknak is, mivel az események kevésbé emelkednek ki a háttérzajból. (Nem vizsgáljuk az AE-eseményeket a szakítás legvégén, mivel azok keletkezése a tényleges törés miatt történik.)

Spektrumanalízis

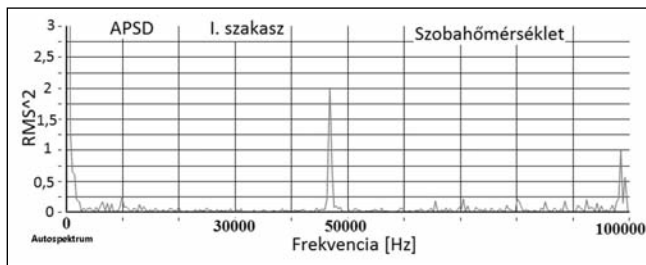
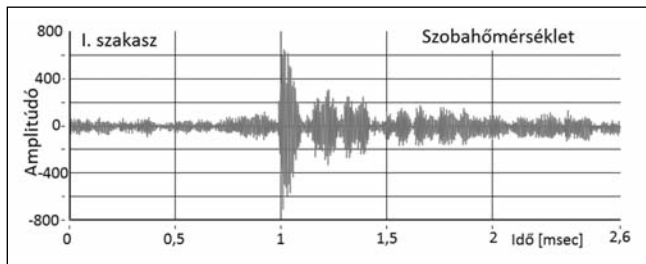
Az új programcsomagunk részeként képesek vagyunk APSD (Auto Power Spectral Density) elemzést futtatni egy eseményen, függetlenül attól, hogy melyik módszerrel detektáltuk. Az APSD-t egy eseményről Fast Fourier Transformation (FFT – gyors Fourier-transzformáció) segítségével készítettük, de ennek a módszernek igen nagy a szórása. Nem egyszerű átlagolással jobb bizonytalansági szintet elérni, az összes detektált beütés (esemény) átlagolása félre-



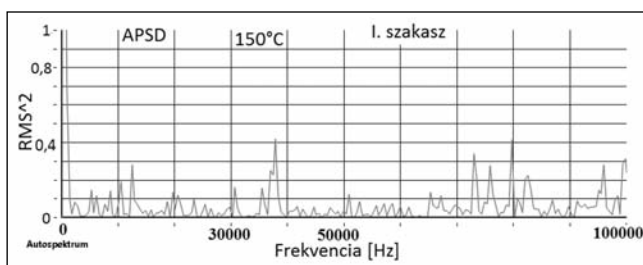
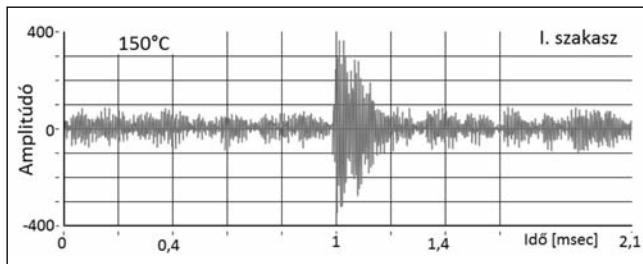
■ 5. ábra. Időjel (felső) és a Rate of hits (ROH) SPRT által detektálva 100 °C-os szakítás során



■ 6. ábra. Időjel (felső) és a Rate of hits (ROH) SPRT által detektálva 150 °C-os szakítás során



■ 7. ábra. AE-esemény spektruma (szobahőmérséklet, I. szakasz)



■ 8. ábra. AE-esemény és spektruma (150 °C, I. szakasz)

zető lehet, mivel a nagy amplitúdójú események, mint pl. a valódi repedés-terjedés, amit nem számítottunk már AE-eseménynek, jelentősen torzítják az átlagolás eredményét. Ezért azt az utat választottuk, hogy az APSD-n belül, belső átlagolást végeztünk, vagyis a szomszédos spektrumvonalakat átlagoltuk. Ezzel is csökkenteni lehet a bizonytalanságot.

Minden spektrumban látható egy nagy, széles kiemelkedés 150 kHz környékén, de ennek oka az AE150 típusú szenzor rezonanciája. De mi a kisebb, de fontosabb spektrumkarakterisztikákra fogunk figyelni. A következőkben bemutatjuk a tipikus AE-eseményeket és a spektrumokat különböző hőmérsékleteken és

a szakítás különböző szakaszain belül.

Mérések szobahőmérsékleten

A könnyebb áttekinthetőség céljából csak 100 kHz-ig ábrázoltuk a spektrumokat, így a szenzor miatt keletkező csúcs nem zavar. Egy jelentős csúcs tűnik fel a teljes szakítás során, körülbelül 50 kHz-nél (7. ábra).

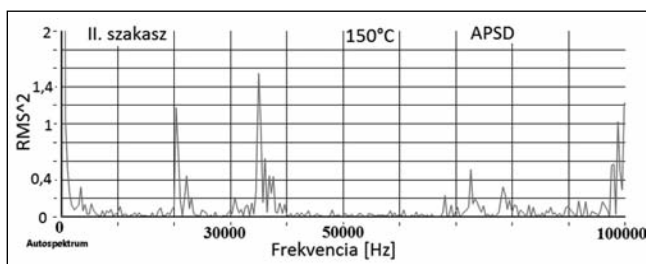
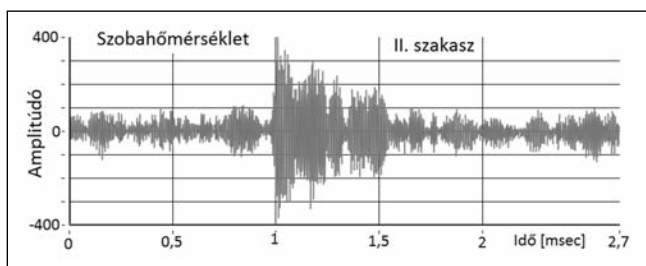
Mérések 100 °C-on és 150 °C-on

Ezek a hőmérsékleteken két jelentős csúcsot fedezhetünk fel 35 kHz-nél és 20 kHz-nél (8. ábra). A szobahőmérsékleten észlelt 50 kHz-es csúcs nem fedezhető fel. A 35 kHz-es

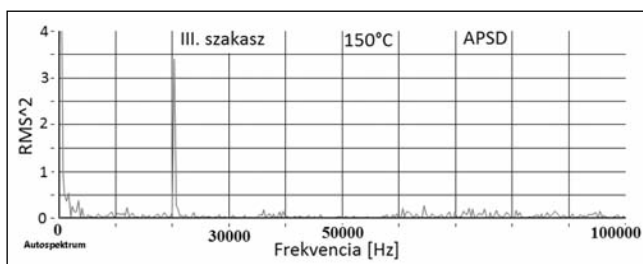
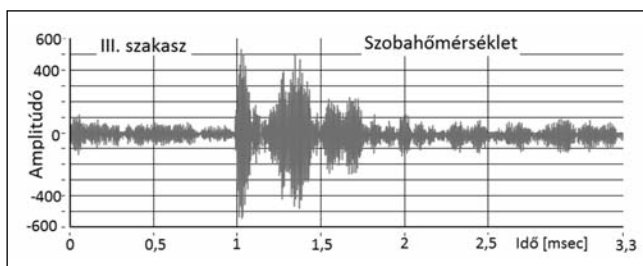
csúcs a szakítás első szakaszában domináns, a 20 kHz-es csúcs a második és a harmadik szakaszban (9, 10. ábra). Olyan események is felfedezhetőek, melyeknél mindkét kiemelt csúcs észlelhető, főleg a II. szakasz elején. Látható néhány más frekvenciájú csúcs is amelyeket véletlenszerűen lehet megtalálni az eseményekben. Mérési eredményekről részletesebben olvashatnak a [7] számú forrásban.

Összegzés

TWIP-acélokon végzett szakítóvizsgálat alatt mértünk és elemeztünk AE-eseményeket. A hagyományos küszöbszintes eljárással végzett detek-



■ 9. ábra. AE-esemény és spektruma (150 °C, II. szakasz)



■ 10. ábra. AE-esemény és spektruma (150 °C, III. szakasz)

tálással csak azokat az eseményeket látjuk, melyek kiemelkednek a háttérzajból. Az általunk bevezetett SPRT-módszer egészen kicsi, a háttérzajból alig kiemelkedő eseményeket is képes észlelni. Értelemszerűen az SPRT-vel megtalált események száma jóval nagyobb, körülbelül tízszer annyi, mint a küszöbszintes módszert alkalmazva.

A megtalált események spektruma-
inak elemzésénél különbségek érzékelhetők a szobahőmérsékletű és az emelt hőmérsékletű szakítások során. Szobahőmérsékletnél egy jelentős csúcs látható 50 kHz-nél, a teljes szakítás során. Emelt hőmérsékletnél ez a csúcs teljesen eltűnik, és két másik jelenik meg, 35 és 20 kHz-nél. Az első szakaszt a 35 kHz-es csúcs uralja, a második és harmadik szakaszt a 20 kHz-es csúcs. Található egy átmeneti állapot, amikor mindkét csúcs megtalálható a spektrumban, főleg a második szekció elején.

Az AE-események elsősorban spektrumukban különböznek a TWIP-acélok szakítóvizsgálataiban azonosított három tartományban. Ebből következik, hogy az akusztikus emissziós mérés alkalmas a TWIP-acélok szakítása során fellelhető szakaszok megkülönböztetésére.

Köszönetnyilvánítás

A munkát és a publikációt a TÁMOP-4.2.2.A-11/1/KONV-2012-0027 projekt támogatta. A projekt az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósult meg.

Irodalom

- [1] Gleeble 3800; <http://www.bleeble.com>
- [2] ViKTÓRIA, – An Acoustic Emission measuring software package, Software description and operating instructions MAIDLAB, Dunaújváros, Hungary (2013)
- [3] J. Gereb, G. Gyorgy, J. Tabori (2010): AED-40/32 Sensophone AE diagnostic device, Manual
- [4] G. Manhertz, G. Gardonyi, G. Por (2014): Managing measured vibration data for malfunction detection of an assembled mechanical coupling, Int. J. Adv. Manuf. Technol. [manuscript accepted for publication, DOI: 10.1007/s00170-014-6138-3]
- [5] M. Linderov, C. Segel, A. Weidner, H. Biermann, A. Vinogradov: Deformation mechanisms in austenitic TRIP/TWIP steels at room and ele-

vated temperature investigated by acoustic emission and scanning Electronmicroscopy Materials Science & Engineering A597, (2014), 183–193.

- [6] A. Vinogradov, A. Lazarev, M. Linderov, A. Weidner, H. Biermann: Kinetics of deformation processes in high-alloyed cast, transformation-induced plasticity/twinning-induced plasticity steels determined by acoustic emission and scanning electron microscopy: Influence of austenite stability on deformation mechanisms Acta Materialia 61 (2013) 2434–2449.
- [7] G. Pór, G. Csicsó, Zs. Danka, G. Gárdonyi, G. Manhertz, P. Bereczki, V. Szombathelyi, P. Trampus, B. Verő: Acoustic Events Detected During Tensile Testing of Twip Steels, 11th European Conference on Non-Destructive Testing (ECNDT 2014), October 6–10, 2014, Prague
- [8] S. Curtze, V.-T. Kuokkala: Effects of temperature and strain rate on the tensile properties of twip steels, Matéria (Rio J.) vol.15 no.2 Rio de Janeiro (2010) <http://www.scielo.br/img/revistas/rmat/v15n2/11f01.gif>

SZALAI SZABOLCS

Nagy szilárdságú karosszériaelemek alakíthatósági vizsgálatai

A cikk a nagy szilárdságú acéllemezek tulajdonságaira fókuszál, különös tekintettel a DP-és TRIP-acélminőségekre. A szakítóvizsgálatok eredményeire alapozva a keményedési kitevő és a síkbeli anizotrópia részletes elemzését végzi el. Az elemzések alapján bebizonyítja, hogy a paraméterek értéke erősen függ a definíciótól és számítási módtól. Különböző alakíthatósági vizsgálatok elemzését is bemutatja. Végül egy rövid elemzés kitér a korszerű szimulációs szoftverekben alkalmazott anyagtulajdonságok megfelelő kiválasztására és alkalmazására.

Bevezetés

A személygépkocsi-karosszériaépítésben egyre nagyobb teret hódítanak a nagy szilárdságú lemezek, elsősorban a többfázisú (DP, TRIP, CP) minőségek. Ezen lemezek előnyei

közismertek, esetükben a kiemelkedő szilárdság kedvező alakíthatósággal párosul. Ezt jellemzi a kettőnél nagyobb mélyhúzási viszony (LDR), a 12 körüli Erichsen-féle mélyítési szám, vagy a viszonylag nagy valódi nyúlás értékeket mutató alakíthatósá-

gi határdiagram (FLD). Az elemzések azonban azt mutatják, hogy a szakítóvizsgálatból meghatározható jellemzők, különösen a keményedési kitevő (n) és a síkbeli anizotrópia (r) egyetlen mennyiséggel való jellemzése nem meríti ki az alakítási folyamat teljes körű értelmezését, ezért ezek részletesebb vizsgálata mindenképpen indokolt. Különösen fontos az alakíthatósági jellemzők összekapcsolása a karosszériaelemek alakításában fontos szerepet játszó mélyhúzás és nyújtva húzás, illetve e műveletek kombinációja esetében.

Az alakváltozási keményedés és azt jellemző keményedési kitevő kutatása szinte egyidős a képlékeny alakí-

tás elméletének kialakulásával. A folyási görbe matematikai leírására, ezen belül a keményedési kitevő értelmezésére számos modell született, ezeket a cikk további részében ismertetjük. Néhány érdekesebb publikáció érdemel figyelmet, amelyek a nagy szilárdságú acélok keményedési kitevőjének meghatározásával [1], sebesség függésével [2], a szemcse-nagyság és a mikroszerkezet hatásával [3–4] foglalkoznak. A gyakorlati alkalmazásokat az [5] közlemény hangsúlyozza, amelyet jól kiegészít az anyagtulajdonságokat tartalmazó egyik gyártói katalógus [6].

A lemezalakításban használatos anyagmodellek közül a célorientált FEM szimulációs szoftverek több modellt is használnak. A kapcsolódó szakirodalom tanulmányozása során a különféle anizotróp, képlékeny vagy kinematikai keményedést leíró modellek közül a leggyakrabban a Hill 1948, Hill 1990, Barlat 1989 és Banabic–Balan–Cosma (BBC2005) fordulnak elő [7]. A [8] cikkben egy általánosabb feladatokra is alkalmazható FEM szoftverben a csészehúzó vizsgálat modellezése során alkalmazott Hill48, Barlat96 és Cazacu–Barlat 2001 (CB2001) modelljét alkalmazták. A [9] közlemény az alakítási határdiagram (FLD) modellezésére vizsgálja a CB2001 és BBC2003 modelljeit. A különböző anyagmodellek szimulációs szoftverekben történő alkalmazásának fontosságát és aktualitását is igazolja a [10] PhD-értékezés.

A cikkben csak a célorientált vége-selemes programrendszerekben alkalmazott anyagmodellekkel és az ott bevezetett anyagparaméterekkel foglalkozunk, ezek helyességét elemezzük a mérési eredmények tükrében.

Aanyagok és vizsgálati módszerek

A nagy szilárdságú lemezek választékból a DP600, DP800 és DP1000 szilárdsági kategóriák, a TRIP-lemez-családból a TRIP700 (HCT690T) minőség részletes vizsgálatát végeztük, melyekhez kontrollcsoportként a DX56 minőségű jól alakítható lemezanyag szolgált. A vizsgált lemezek vastagsága 1...2 mm között változott. Megjegyzendő, hogy a DP- és TRIP-lemezeket a gyártói előírások szerint a hengerlés után legkésőbb négy hét-

tel fel kell használni, tehát a kísérleteket is ezen időintervallumban kellett volna végezni. Ez a komoly beszerzési nehézségek miatt nem volt lehetséges, ezért a szobahőmérsékleten való tartás során is keletkezhetnek olyan kiválások, melyek a folyáshatárt kis mértékben megnövelhették, és az alakíthatóságot ronthatták. Ezen problémák ellenére a mérések jól értékelhető eredményeket szolgáltattak.

A vizsgálatok közismert technikákkal készültek. A szakítóvizsgálatokat az MSZ EN ISO 6892-1 előírásai szerint INSTRON 5582 típusú 100 kN mérőhatárú szakítógépen végeztük a hengerlési iránnyal bezárt 0, 45 és 90 fokos irányokban kivett 80×20 mm méretű lemez próbatesteken. A nyúlás mérésére hossz- és keresztirányban AVE video-extenzométert használtunk. A mérésirányítás és a mérés kiértékelése 'Bluehill2' szoftverrel történt.

Az Erichsen- és csészehúzó-vizsgálatokat a szabványok szerinti szerzőkkel végeztük. Az alakíthatósági határgörbe felvételét hidraulikus sajton készítettük, alakítás közben az alakváltozást a GOM ARAMIS digitális optikai mérőrendszerrel mértük, az ISO/WD 12004 jelű Nakazima-teszt előírásai szerint. Ez a szerszám szolgált a dome-teszt elvégzésére is.

Eredmények és értékelés

Szakítóvizsgálatból meghatározható anyagjellemzők

Összefoglalóan megállapítható volt, hogy az összes mért anyagjellemző, valamint a kémiai összetétel megfelelt a gyártói előírásoknak [6], ezért ezek részletes ismertetésére nem térünk ki. E helyett inkább a szakítóvizsgálatból meghatározható anyagjellemzők közül a folyási görbét, valamint az n keményedési kitevő és az r anizotrópia tényező alakulását elemezzük részletesebben.

Ismert, hogy maga a szakítóvizsgálat és az értékeléshez kapcsolódóan az r és n meghatározása is szabványosított (r érték: ISO 10113; n érték: ISO 10275). A szakítóvizsgálat elvégzése után a kiértékeléshez alkalmazott szoftverek az n és r paraméterek számítására különféle opciókat kínálnak fel, ezek röviden a következők:

- automatikus: értékelés a 0,2% maradó nyúlástól az egyenletes nyúlás határáig (A_g)
- félautomatikus: az alsó határt a felhasználó adja meg, a felső határ az A_g
- kézi: a figyelembe vett tartomány alsó és felső határértékét a felhasználó adja meg (ez lehet például 5-15% nyúlás).

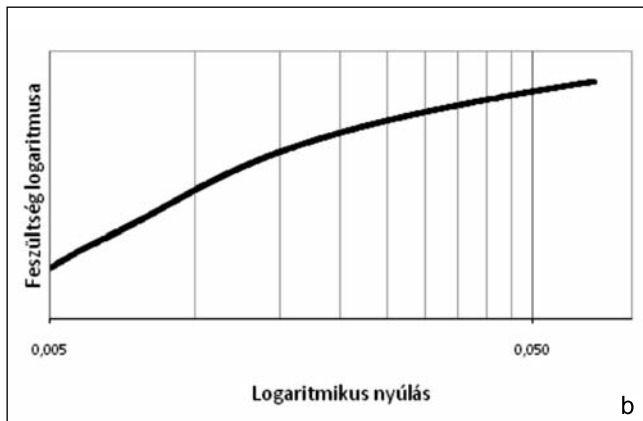
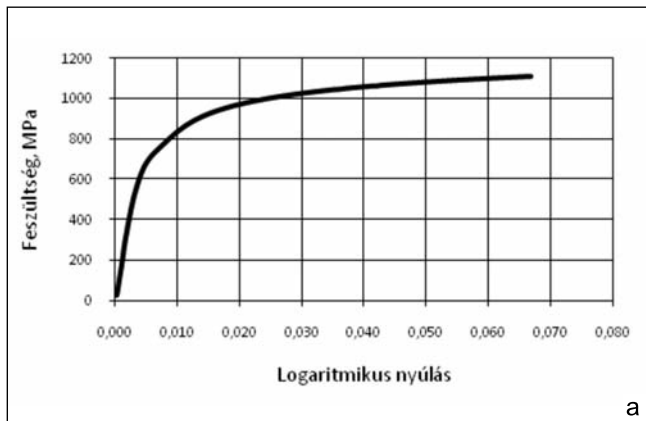
A keményedési kitevő (n) értékelésénél a szakítógépet irányító szoftver a folyási görbét a közismert Nádai–Ludwik-formulával ($\sigma = K\varepsilon^n$) közelíti. A σ - ε összetartozó értékeket logaritmikus koordináta-rendszerben ábrázolja, és a közelítő egyenes egyenletét határozza meg, amelynek meredeksége adja az n -et. A számítás során figyelembe vett tartományt a fenti három lehetőség közül választhatja ki a felhasználó. A Lankford-szám (r) értékének meghatározásához a kiválasztott tartományban ábrázolja a szoftver a vastagságirányú és keresztirányú nyúlást, majd az egyenes meredekségét kiértékeli a legkisebb négyzetek módszerével, és ezt tekinti a mérés eredményének. Lényegében mindkét kiértékelési módszer megfelel a hivatkozott szabványoknak, de a részletes elemzések szerint a határok megválasztása jelentősen befolyásolja az eredményeket. Ennek a megállapításnak az érvényességét vizsgáltuk az említett jellemzők nyúlás függvényében történő számításával és azok ábrázolásával.

A szakítóvizsgálat alatt általában több ezer mérési adatsor rögzítésére kerül sor, ebből az optikai extenzométerrel mért hossz- és keresztirányú nyúlást, valamint az erőt emeltük ki. Ezekből a mennyiségekből számítottuk a logaritmikus nyúlásokat, a valódi feszültséget és az n , r lokális értékeit az egyenletes nyúlás határáig. Az alkalmazott formulák az n és r számítására a következők voltak [1]:

$$n = \frac{d(\ln \sigma)}{d(\ln \varepsilon)} = \frac{\ln \sigma_1 - \ln \sigma_2}{\ln \varepsilon_1 - \ln \varepsilon_2} \quad (1)$$

$$r = \frac{\varepsilon_B}{-(\varepsilon_L + \varepsilon_B)}$$

Minden mennyiség kivétele a digitális adatsorból több pont átlagának a képzésével történt, a teljes tarto-



■ 1. ábra. DP1000 45 minta folyási görbéje (a: lineáris; b: logaritmusikus koordináta-rendszer)

mányra vetítve ezekből számítottunk futó átlagokat, melyek a nyúlások, feszültség és a többi mennyiség értékeit szolgáltatják. Ezek közül példaként mutatja az 1. ábra a DP1000 45°-os lemez minta folyási görbéjét lineáris (1a ábra) és logaritmusikus (1b ábra) koordináta-rendszerben.

Az elemzések azt mutatták, hogy a folyási görbe sem a hagyományos Nádai-formulával, sem a Swift-féle hatványfüggvénnyel nem írható le kellő pontossággal, amelyet a kinagyított logaritmusikus koordináta-rendszerben ábrázolt folyási görbe lefutás is alátámaszt. A görbéről látható, hogy ez leginkább az irodalomból ismert módon három egyenessel lenne közelíthető, amely jelzi, hogy az (1) képlettel definiált keményedési kitevő a nyúlás függvényében nem állandó. Ezt támasztja alá a 2. ábrán bemutatott grafikon, amely az (1) képlettel számított n értékeket tartalmazza a hosszirányú nyúlás függvényében az $\varepsilon = 0,006$ -tól az egyeneses nyúlás határáig (DX56: folytonos vonal; DP1000: szaggatott

vonal; TRIP700: pont-vonal). Az ábrából jól látható, hogy a keményedési kitevő értéke változik a nyúlás függvényében, tehát bármilyen kiértékelő programot használva az eredmény erősen függ attól, hogy a számításra kijelölt tartomány terjedelme és elhelyezkedése milyen. Azaz más-más értéket kapunk a különféle módon felvett tartományokba eső értékek átlagából, vagy a pontokra illesztett közelítő egyenes paramétereiből.

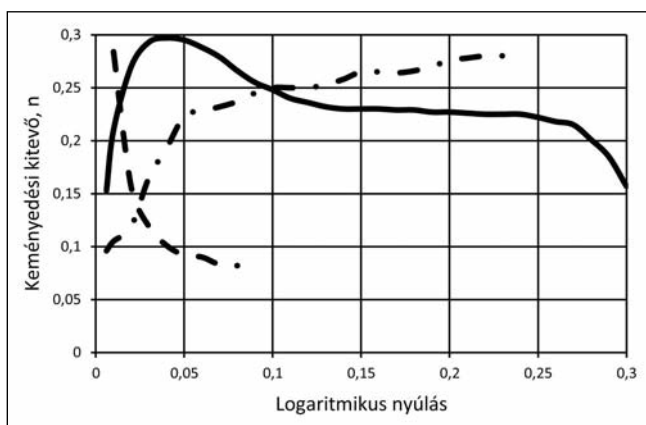
Hasonló megállapítások tehetők a Lankford-szám esetében is, ahogy ezt a 3. ábra mutatja (az ábra anyag azonosító jelölései azonosak a 2. ábrával). Lemezmínőségként eltérő módon változik az r érték, legjellemzőbben a DX56 mélyhúzó lemez esetében.

Az elemzéseket további DP és TRIP lemezmínőségekre kiterjesztve megállapítottuk, hogy a szoftver által kínált egyszerűsített értékelés nem közelíti jól az r és n görbe lefutását, illetve erősen függ a kijelölt tartománytól. Ebből következik, hogy az r

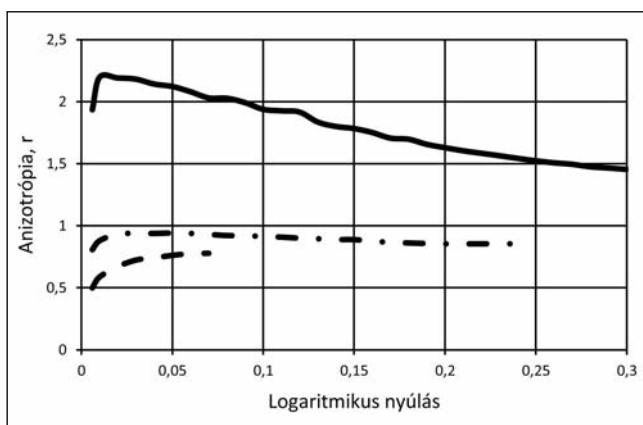
és n értékre alapozott megállapítások csak korlátozottan lehetnek összhangban a nagy szilárdságú lemezek gyakorlatban tapasztalt kedvező alakíthatóságával.

A 2. és 3. ábra igazolja, hogy a vizsgált kettős fázisú acél kezdeti n -értéke viszonylag magas, amely az alakítási szilárdság emelkedő szakaszában egyenletes deformációeloszlást eredményez a lemezalkatrészben, ezáltal csökkenti a helyi elvékonyodást. A TRIP-acél egyenletesen növekvő keményedést mutat az egész alakváltozási folyamatban, amely a maradék ausztenit szigetek martenzitté alakulásával függ össze. További különbség a DP- és TRIP-acélok között, hogy a DP-acélok egyenletes nyúlása (A_g) lényegesen kisebb a TRIP-acélokénál.

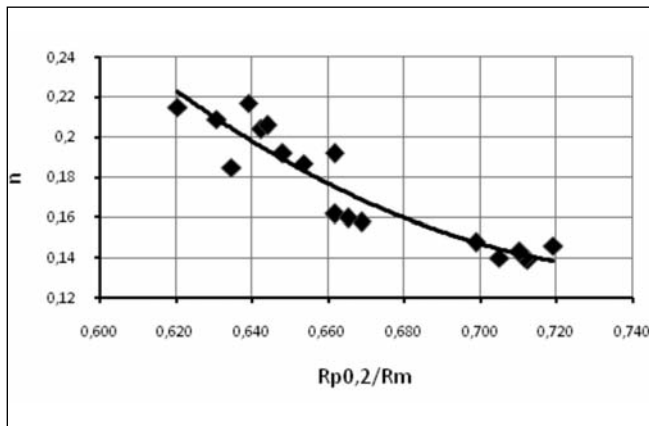
Az anizotrópia mérőszám tekintetében egyedül a DX56 lemez mutat nagy értéket, de ez az alakítás folyamán erőteljesen csökken, közelítően 30...35%-kal. Ezért is megtévesztő az átlagos érték használata. A kettős fá-



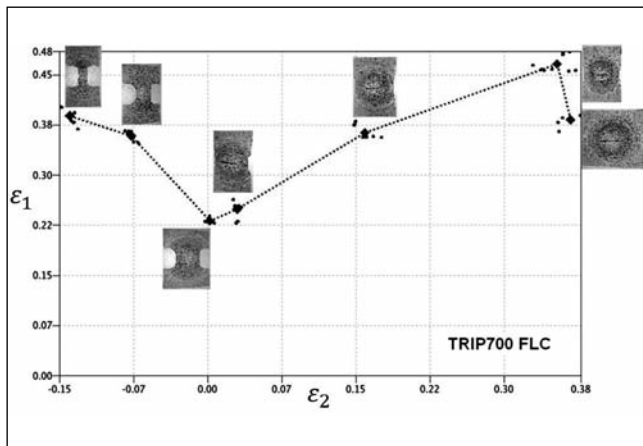
■ 2. ábra. A keményedési kitevő változása DX56, TRIP700 és DP1000 lemezre



■ 3. ábra. Az anizotrópia értékei DX56, TRIP700 és DP1000 lemezre



■ 4. ábra. A keményedési kitevő és a szilárdság arány kapcsolata DP- és TRIP-acélokra



■ 5. ábra. TRIP700 alakítási határdiagramja

zisé acélok esetében az n átlagos értéke a DP600 minőségénél 0,85 körüli, amely a DP1000 esetében már csak 0,75-öt mutat. Ennél jobb értéket képviselnek a vizsgált TRIP-acélok a 0,9-1,0 közötti átlagos anizotrópiával. Mindezen jellemzők (n és r) a Lillet-diagramban a két nagy szilárdságú acélt a kevésbé mélyhúzható tartományba sorolják, amelyet a gyakorlat és a technológiai próbák nem egyértelműen igazolnak vissza.

Irodalmi hivatkozások szerint tapasztalati összefüggés áll fenn a keményedési kitevő és a folyáshatár között [3], ezt a kapcsolatot a saját mérési eredményeink is igazolták. Viszont még szorosabb összefüggés mutatkozott a folyáshatár/szakítószilárdság arány és az n között, ahogy ezt a 4. ábra mutatja. Ez azzal magyarázható, hogy a keményedési kitevő lényegében a folyáshatár és szakítószilárdság közötti feszültség-növekedésre is utal.

A 4. ábrán a DP-acélokhöz kapcsolhatók a 0,66 feletti $R_{p0,2}/R_m$ arányú pontok, amelyek jellemzően kis n

értékeket mutatnak, a 0,18 feletti n értékek pedig a TRIP-lemezekhez tartoznak. Megjegyzendő, hogy ezek a keményedési kitevők az automatikus értékelésből származnak, tehát az $R_{p0,2}$ -tól az R_m -ig terjedő tartomány átlagára vonatkoznak.

Technológiai próbák

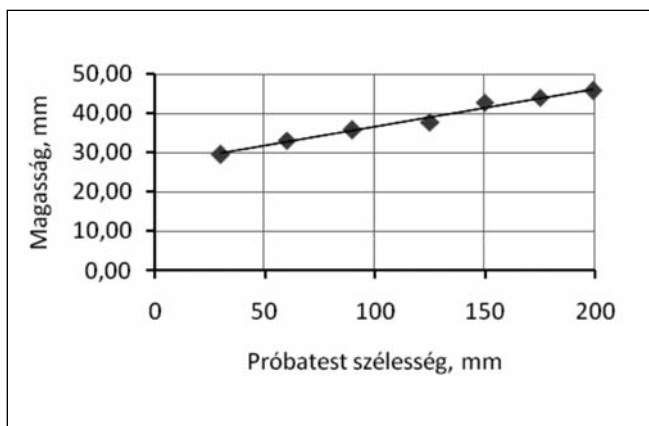
A lemezek alakíthatóságának megítélésére leginkább elterjedt jellemző az alakítási határdiagram (FLD). Ezt mutatja egy TRIP700 anyagra az 5. ábra, amelyből látható, hogy ennek a nagy szilárdságú lemeznek az alakíthatósága kedvező, összehasonlítva a DP-mintákkal. Az FLD felvételéhez használt szerszámozást lehet használni a dome-teszt elvégzésére is azzal a kiegészítéssel, hogy nem csupán a négyzet alakú teritékből kiinduló teljes félgömb alakítását célszerű vizsgálni, hanem a Nakazima-teszthez használt lemezcsíkok magasság irányú alakváltozását is. A mérési eredményeket példaként DP600 lemezre a 6. ábra mutatja. Az ábrából jól látható, hogy a

lemezcsík szélessége és a repedésig elviselt magasság között elég szoros lineáris kapcsolat van. Ez a jelenség az irodalomban más nagy szilárdságú acélokkal kapcsolatban is megfigyelhető [5], de a görbék jellege nem mindig monoton növekvő. Ezért a kapott eredmény további elemzést igényel.

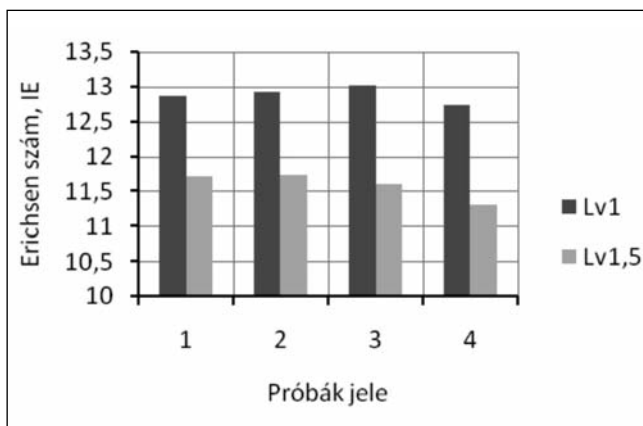
A dome-teszthez hasonlóan a nyújtva-húzás modellezésére alkalmas az Erichsen-vizsgálat is. A TRIP-acélok kedvező alakíthatóságát mutatja a 7. ábra, ahol két lemezvastagságra láthatók mérési eredményeink. A nagy IE-szám szintén a kedvező alakíthatóságot támasztja alá. Ezzel összhangban vannak a csészehúzó vizsgálataink eredményei is, ahol a mélyhúzási viszony (β) a DP-és TRIP-acélok esetében 2,1 feletti értékeket adott.

Az anyagjellemzők kiválasztása a szimulációs szoftverekhez

A lemezalakító műveletek számítógépes szimulációjában kiemelkedő szerepe van a helyes anyagmodellek



■ 6. ábra. Kiterjesztett dome-teszt (DP600, Lv2)



■ 7. ábra. Erichsen-vizsgálat eredményei TRIP-lemezekre

alkalmazásának. Ahogy az irodalmi áttekintésből látható, a korszerű szoftverek számos lehetőséget kínálnak a cikkben vizsgált jellemzők megadására, ezek kedvező megválasztásával nagymértékben lehet fokozni a számítások pontosságát. A számos paraméterezési lehetőség közül részletesen a most tárgyalt jellemzőket vizsgáljuk.

A legtöbb szoftver elsőként a folyási görbe táblázatos megadását kínálja fel, de lehetőség van a különféle analitikus modellek kiválasztására is. Mindegyik szoftverben megtalálható a legegyszerűbb Ludwik- és Swift-modell, de elterjedt a Gosh- és Hockett–Sherby-modell alkalmazása is, sőt lehet a különböző modelleket lineáris keverési szabály segítségével kombinálni is. Ha figyelembe vesszük azt, hogy a keményedési kitévő pillanatnyi értéke tulajdonképpen a folyási görbéből származtatható, akkor célszerű olyan modellt választani, amely a kísérletileg meghatározott folyási görbét legjobban közelíti. A korábban tárgyaltak alapján ezért a Ludwik- és Swift-modellt el kell vetni, mert ezek csak közelítően tudják leírni a nagy szilárdságú lemezek viselkedését. Evidens megoldásnak tűnik a táblázatos megadás, amellyel a mért adatok több szakaszos közelítésével a folyási görbe jól leírható. Hasonlóan megfelelő eredményt adhatnak a kevert modellek, amelyekkel grafikusán, vagy a négyzetes eltérések minimalizálásával meg lehet találni a legkedvezőbb kombinációs faktort a modell és a mért folyásgörbe között. Ezzel az n érték nyúlás függését kellő pontossággal le lehet írni.

A képlékenységi anizotrópia (r) megadására hasonló lehetőségek állnak rendelkezésre, mint az n érték esetében. Jellemzően a hengerlési iránnyal bezárt szög függvényében az r_0 , r_{45} , r_{90} és r átlag értékek adhatók meg, melyeket a Hill-, Barlat-, BBC-modellekkel lehet értelmezni.

Fontos megjegyezni, hogy az alakítási folyamat modellezése során sokszor nem elegendő az alakítási határ-

diagram veszélyes tartományának elkerülése, mert a tervezők előírhatják azt is, hogy a lemezvastagság-csökkenés az alkatrész egyetlen pontjában sem haladhatja meg például a 20...25%-ot. Ennek a kritériumnak a teljesítése lényegesen nehezebb, mint a szakadási kritérium. A korszerű szimulációs szoftverek már ezt a számítási lehetőséget is kínálják a mérnököknek, ezáltal reális, ipari igényeknek jobban megfelelő szerszámok tervezhetők.

Összefoglalás

A lemezalkatrészek alakításának számítógépes modellezése során kiemelt jelentősége van a valóságot legjobban közelítő anyagtulajdonságok alkalmazásának. Ez különösen érvényes a többfázisú nagy szilárdságú lemezekre, amelyek viselkedése egyszerű modellekkel nem írható le kellő pontossággal. A bemutatott elemzés felhívja a figyelmet arra, hogy az alakíthatóságot jellemző keményedési kitévő és a képlékenységi anizotrópia változását az alakítás függvényében feltétlenül figyelembe kell venni. A bemutatott technológiai próbák azt mutatják, hogy a vizsgált nagy szilárdságú lemezek alakíthatósága is viszonylag jó. A kapott eredmények segítséget nyújtanak a vége-seleemes programrendszerek anyagparamétereinek definiálásához.

Köszönetnyilvánítás

A kutatás a TÁMOP-4.2.2.A-11/1/KONV-2012-0027: „Nagy teljesítőképességű szerkezeti anyagok kutatása” c. projekt keretében a magyar állam és az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósul meg.

Irodalomjegyzék

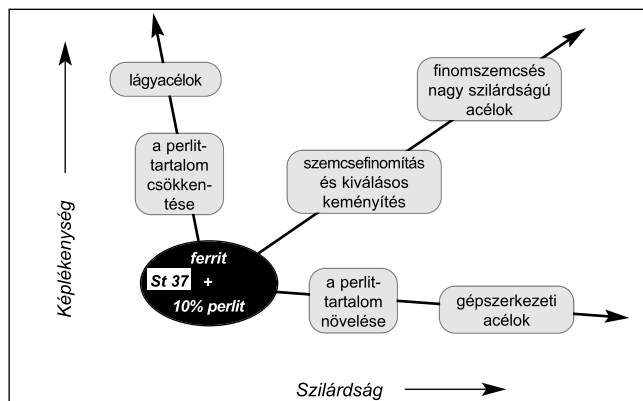
[1] Tianhan Xua, Yaorong Feng, Zhihao Jin, Shengyin Song, Danghui Wang: Determination

of the maximum strain-hardening-exponent. Materials Science and Engineering A 550 (2012) 80–86.

- [2] F. Ozturk, A. Polat, S. Toros, R.C. Picu: Strain Hardening and Strain Rate Sensitivity Behaviors of Advanced High Strength Steels. Journal of Iron and Steel Research, International. 2013, 20(6): 68–74.
- [3] H. Qiu, L. N. Wang, T. Hanamura, S. Torizuka: Prediction of the work-hardening exponent for ultrafine-grained steels. Materials Science and Engineering A 536 (2012) 269–272.
- [4] W. J. Dana, Z. Q. Linb, S. H. Li, W. G. Zhanga: Study on the mixture strain hardening of multiphase steels. Materials Science and Engineering A 552 (2012) 1–8.
- [5] S. Keeler, M. Kimchi: Advanced High Strength Steels, Application Guidelines V5. World Auto Steel 2014.
- [6] Arcelor Mittal: Extract from the product catalogue Arcelor Mittal, 2010
- [7] D. Banabic: Sheet Metal Forming Processes, Springer, Berlin, Germany, 2010, 301
- [8] S. Soare, J. W. Yoon, O. Cazacu, F. Barlat: Applications of Recently Proposed Anisotropic Yield Function to Sheet Forming, Dorel Banabic, Advanced Methods in Material Forming, Springer, Berlin, Germany, 2007, 131–149.
- [9] L. Paraianu, D.S. Comsa, J. J. Gracio, D. Banabic: Modelling of the Forming Limit Diagrams Using the Finite Element Method, Dorel Banabic, Advanced Methods in Material Forming, Springer, Berlin, Germany, 2007, 151–165.
- [10] Lukács Zs.: Nagyszilárdságú acélok visszarugózásának modellezése és kísérleti vizsgálata, PhD-értekezés, Miskolci Egyetem, Gépészmérnöki és Informatikai Kar, Miskolc, 2014

Ferrites–martenzites DP-acélok ellenállás-ponthegeesztése

A Dunaújvárosi Főiskolán TÁMOP kutatási projekt keretében ultrafinomszemcsés anyagokat állítanak elő, és vizsgálják azok alkalmazási lehetőségeit. Ultrafinomszemcsések, illetve nagy teljesítőképességűek a gépjárműiparban már alkalmazott korszerű nagy szilárdságú acélok is, így ezek feldolgozási lehetőségeit is vizsgálják. A vizsgálatok között a nagy teljesítőképességű acélok hegeszthetősége is szerepel. A cikk bemutatja azokat az eredményeket, amelyeket a nagy szilárdságú DP-acélok hegesztésekor kaptunk. Az ellenállás-ponthegeesztés alkalmasnak bizonyult az említett anyagok szemcsedurvulás nélküli hegesztésére.



■ 1. ábra. A növelt folyáshatárú acélok előnyei [1]

Bevezetés

Gyakran halljuk azt a követelményt, hogy „olcsóbbat, erősebbet, szívósabbat!”. Ez az igény az acélok területén is előtérbe került, így számos új anyagot dolgoztak ki, amelyek a hagyományosan alkalmazott anyagoknál fellépő terheléseket kisebb méretben és súlyban képesek felvenni, vagy ugyanolyan méretben nagyobb terheléseket viselnek el. Ezeket az anyagokat nevezzük nagy teljesítőképességű anyagoknak, a szilárdságnövelést általában több mechanizmus alkalmazásával érik el (1. ábra).

A nagy teljesítőképességű anyagokra jellemző a finomszemcsés, sőt ultrafinomszemcsés szerkezet. A gyakorlatban ezeket az anyagokat is kell hegeszteni, a szerkezetek gyártása

során biztosítva azt, hogy a hegesztés során ne jöjjön létre szemcsedurvulás, vagy ne jöjjenek létre nem kívánt kiválások.

A Dunaújvárosi Főiskolán a TÁMOP 4.2.2.A – 11/1/KONV-2012-0027 számú kutatási projekt keretében más ultrafinomszemcsés anyagok kutatása során a gépjárműiparban már alkalmazott korszerű nagy szilárdságú acélok tulajdonságait is vizsgáljuk. Munkánk ehhez a projekthez kapcsolódik, és bemutatjuk azokat az eredményeket, amelyek a korszerű nagy szilárdságú acélok hegesztése során születtek.

Korszerű nagy szilárdságú acélok és hegesztésük

Az ultrafinomszemcsés acélok egyik csoportja az Advanced High Strength

Steels (AHSS) acélcsoport, amelyeknél a szilárdságnövelés több mechanizmust is alkalmaznak. Az ebbe a csoportba tartozó acélok a TRIP-, a DP-, CP-, MS-, MnB+HF- és a TWIP-acélok. A hagyományos és az AHSS acélok mechanikai tulajdonságai a 2. ábrán és az 1. táblázatban láthatók [2].

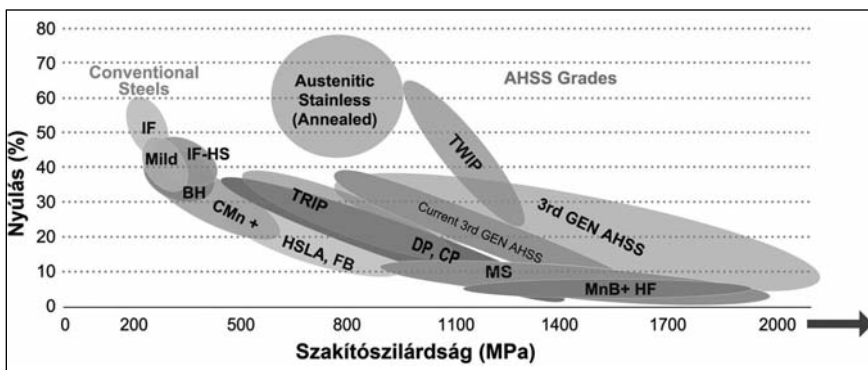
A mangán-bór ötvöztetésű melegen alakított és szerszámban hűtött acélokkal (MnB+HF-acélok) elérték már az 1900 MPa szakítószilárdságot.

Ezek közül az acélok közül a leggyakrabban a DP azaz „Dual Phase”, vagyis „kettős fázisú” acélokat használják, mi is ezeket vizsgáltuk első lépésben. (Helyesebb ezeknél az acéloknál meghatározni a pontos szövetszerkezetet, és ezek sokszor nem is csak kétfázisú acélok [3].)

Ferrites–martenzites szövetszerkezetű kettős fázisú acélokat vizsgáltunk, ezek szakítódíagramját a 3. ábra szemlélteti HSLA- és TRIP-acélok szakítódíagramjával összehasonlítva.

A ferrit–martenzites acélok nagy alakváltozó-képességét a ferrit, nagy szilárdságát a martenzit biztosítja. DP-acéloknál elérték az 1000 MPa szakítószilárdságot is 12-17% szakadási nyúlás mellett. Ezeket az acélokat jelentős mennyiségben alkalmazzák a személyautók karosszériájában (4. ábra).

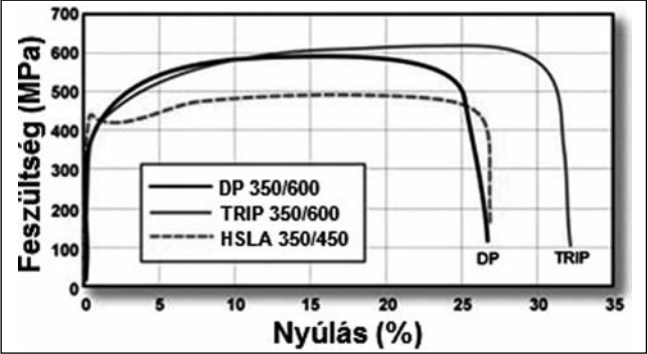
A DP-acéloknál alkalmazott kötési eljárás az ellenállás-ponthegeesztés, a fogyóelektrodás védőgázos ívhe-



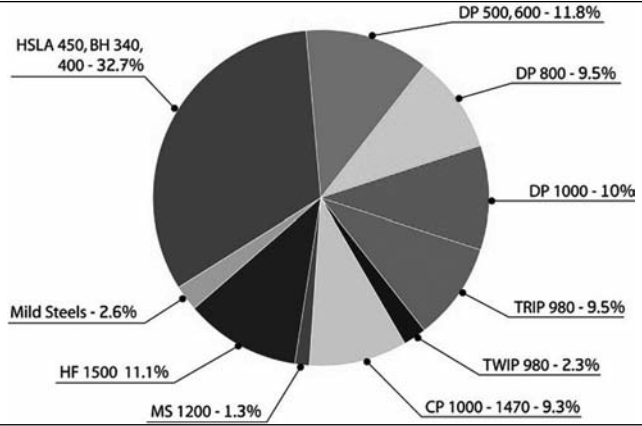
■ 2. ábra. Nagy szilárdságú acélok mechanikai tulajdonságai [2]. Conventional Steels: Hagyományos acélok, Austenitic Stainless (Annealed): Ausztenites korrozíóálló acélok (lágyított), AHSS Grades: AHSS minőségek, Current 3rd GEN AHSS: Jelenlegi 3. generációs AHSS

1. táblázat. Nagy szilárdságú acélok mechanikai tulajdonságai [2]

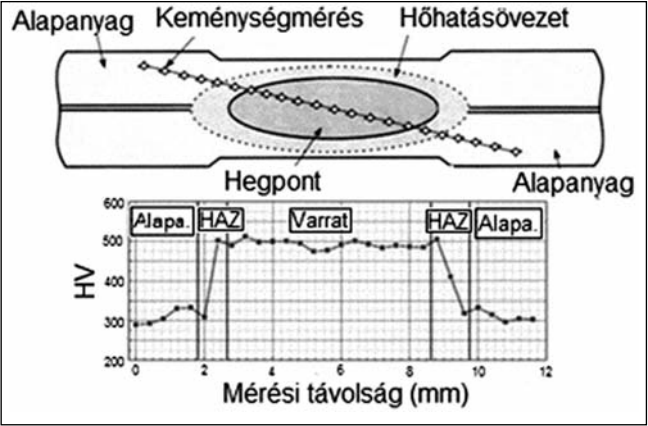
Acélminőség	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	A_{80} (%)
HSLA 350/450	350	450	23-27
DP 300/500	300	500	30-34
DP 350/600	350	600	24-30
TRIP 450/800	450	800	26-32
DP 500/800	500	800	14-20
CP 700/800	700	800	10-15
DP 700/1000	700	1000	12-17
MS 1250/1520	1250	1520	4-6



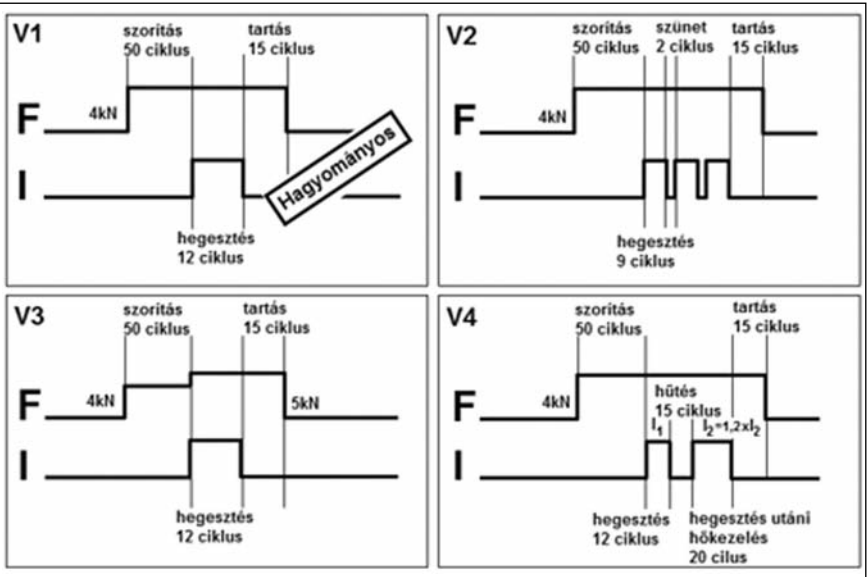
3. ábra. DP-, TRIP- és HSLA-acél szakítódíagramja [2]



4. ábra. Nagy szilárdságú acélok alkalmazása az autókarszéria-gyártásban százalékosan lebontva [2]



6. ábra. DP-acélokon tapasztalt keménységeloszlás ellenállás-ponthegesztésnél [2]



5. ábra. Összetett munkarendek ellenállás-ponthegesztésnél [2]

gesztések, a lézersugaras hegesztés, a hibrid lézersugaras hegesztés és az ívforrasztások [2].

A továbbiakban csak az ellenállás-ponthegesztéssel foglalkozunk. A DP-acélok ellenállás-ponthegesztése nem egyszerű feladat, előnyben részesítik az összetett munkarendet. Összetett

munkarend megvalósítható előmelegítéssel, előmelegítéssel és utólagos hőkezeléssel, valamint az áramimpulzusokkal történő hegesztés is előnyös lehet. A nyomóerő vonatkozásában is összetett munkarendet célszerű használni, amikor is az áram bekapcsolása előtt megnövelt nyomás elősegíti a

darabok felfekvését, a csökkentett nyomóerő az áram bekapcsolása után csökkenti az elektródák benyomódását, míg az utólagos erőnövelés nagyobb szilárdságú kötést eredményez. Az összetett munkarendekre példát az 5. ábrán mutatunk be [2].

Kettős fázisú acélok ellenállás-ponthegesztése

A DP-acélokon végzett kísérleteink során az egyik célunk annak vizsgálata volt, hogy a szilárdsági szempontból megfelelő kötések létrejön-e szemcsedurulás a hőhatás övezetében, vagy sem. Vizsgálataink másik célja annak meghatározása volt, hogy hogyan tudjuk elkerülni a varratfémekben általában tapasztalható keményedést (6. ábra).

A szakirodalmi hegesztésszempontok alapján a háromparaméteres kísérlettervezéssel ellenőriztük a folyáshatár alapján DP 500/800-nak azonosított 1,6 mm vastag DP-acél-nál.

Az alapanyagban mért szakítószilárdság átlagban 782 MPa, a folyás-

2. táblázat. A hegesztési paraméterek kísérleti beállításai

Technológiai tényező	Mértékegység	Tervközéppont	Variációs intervallum	Alsó szint (-1)	Felső szint (+1)
I_{heg} : X1	kA	12	1,5	10,5	13,5
t_{heg} : X2	ms	500	150	350	650
F_{heg} : X3	daN	400	100	300	500

határ 535 MPa, a szakadási nyúlás pedig átlagosan 20% volt.

A háromparaméteres kísérlettervezésnél az optimalizációs paraméter a kötés nyíró-szakítóereje volt, ennek a maximumát kerestük [5].

A nyíró-szakítóerőre közvetlenül ható tényezők: az I_{heg} : hegesztési áramerősség (kA), a t_{heg} : hegesztési idő (ms) és az F_{heg} : hegesztési nyomóerő (daN) voltak. Az előtartási és utótartási időket állandó értéken tartottuk, és egyszerű munkarendet alkalmaztunk.

A hegesztőgép egy PFP 281 típusú inverteres ellenállás-ponthegesztőgép volt, amelynek a beállítását statisztikus mérőeszközökkel kalibráltuk (7. ábra). A berendezés középfrekvenciás áramú hegesztést tesz lehetővé. Ez előnyös a váltakozó áramú hegesztéshez képest [2]. A hegesztési paraméterek kísérleti beállításai a 2. táblázatban láthatók.

Az alapanyag szilárdsága alapján az elvárt nyíró-szakítóerő, ha egy szegecset tételezünk fel 6,5 mm átmérővel: 25,95 kN.

A legnagyobb szilárdságot a tervközéppontban mértük, (5 mérés átlagaként) 27,39 kN nyíró-szakítóerőt kaptunk.

A kísérlettervezés eredményekép-

pen kapott hegesztési paraméterek a következők voltak:

$$I_{\text{heg}} = 12 \text{ kA}$$

$$t_{\text{heg}} = 500 \text{ ms}$$

$$F_{\text{heg}} = 400 \text{ daN}$$

Ezek az eredmények összhangban vannak a szakirodalmi ajánlásokkal.

A szemcsedurulás ellenőrzése

Lehetőségünk volt megvizsgálni azt, hogy a DP 500, DP 600, DP 800 és DP 1000 acélokon nem okoz-e szemcsedurulást az ellenállás-ponthegesztés a hőhatásövezetben.

A ponthegesztési kísérleteket Ø 5 mm-es elektródával az 1 mm vastag DP 600 és az 1,1 mm vastag DP 800 acélokon végeztük. A DP 500 és DP 1000 acélokon Ø 6 mm-es elektródával készítettük a kötések, mert a lemezvastagság 1,4, illetve 1,2 mm volt. Az alkalmazott hegesztési paraméterek a 3. táblázatban láthatók.

A kötéseknel nyíró-szakító vizsgálatot végeztünk, és

mértük a szemcseméretet az alapanyagban és a hőhatásövezetben. A kötések a szakadás helyei alapján megfelelőnek voltak minősíthetők, a kötések általában kigombolódással szakadtak el.

A DP 500 jelű acéloknaál a szakadás helyeiből arra következtettünk, hogy a próbadarab szélességét valószínűleg kicsire választottuk.

A kötésekben kimunkált mikroszkópi csiszolatokon mértük a szemcseméretet az alapanyagban és a hőhatásövezetben is, illetve összefoglaló ábrákat készítettünk. A DP 500 típusú acél esetében a 8. ábra mutatja a makro- és mikroszerkezetet. A felvétel szerint az ellenállás-ponthegesztés nem okozott szemmel látható szemcsedurulást a hőhatásövezetben. A szemcssefinomságot képelemző szoftverrel is ellenőriztük.

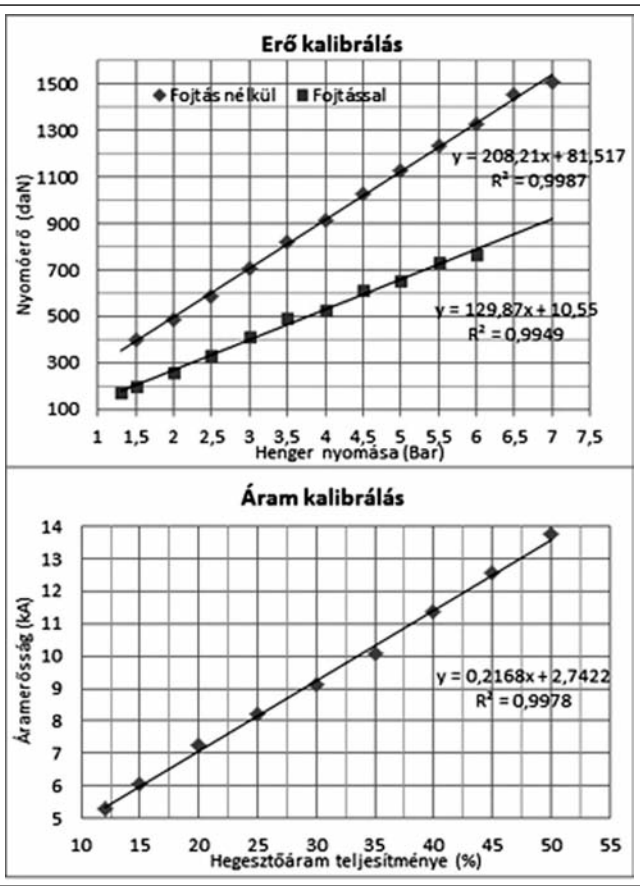
A különböző esetekben kapott szemcssefinomságokat a 4. táblázatban gyűjtöttük össze, a szemcssefinomsági mérőszámok legalább 5 pontban elvégzett elemzés eredményeinek átlagai.

3. táblázat. Alkalmazott hegesztési paraméterek

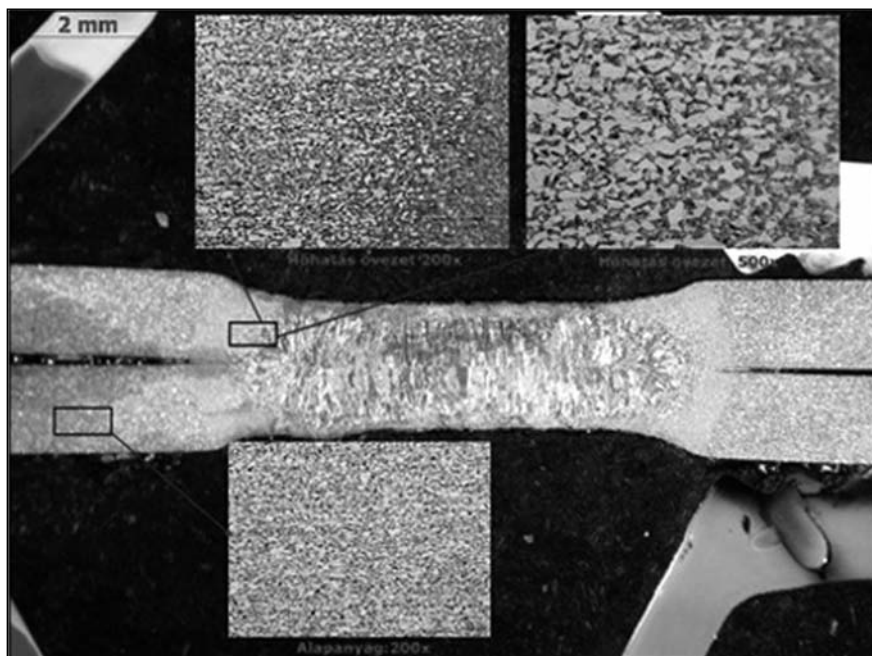
Jellemzők	I_{heg} (kA)	t_{heg} (ms)	F_{heg} (daN)
DP 500, s = 1,4 mm	10	400	400
DP 600, s = 1,0 mm	8,5	400	400
DP 800, s = 1,1 mm	9	400	400
DP 1000, s = 1,2 mm	9,5	400	400

4. táblázat. Különböző szilárdságú DP acéllemezek szemcssefinomságai

Jellemzők	I_{heg} (kA) [$t_{\text{heg}} = 400 \text{ ms}$] [$F_{\text{heg}} = 400 \text{ daN}$]	Szemcssefinomsági mérőszám az alapanyagban	Szemcssefinomsági mérőszám a hőhatásövezetben
DP 500, s = 1,4 mm	10	15,6	15,3
DP 600, s = 1,0 mm	8,5	15,9	15,1
DP 800, s = 1,1 mm	9	15,2	15,6
DP 1000, s = 1,2 mm	9,5	13,5	13,5



■ 7. ábra. Ellenállás-pont- és dudurhegesztésre alkalmas PFP 281 típusú inverteres hegesztőgép erő- és áramkalibrálásának diagramjai



8. ábra. DP 500 jelű acél hegesztett kötéseinek makro- és mikroszerkezete



9. ábra. A keménységmérés helyei ponthegesztett kötésben

Az eredmények azt mutatják, hogy lényeges szemcsedurulás nem jött létre, ha a tizedes értékekben látható eltéréseket nem vesszük figyelembe. Vizsgálataink azt igazolták, hogy az ellenállás-ponthegesztés nem hoz létre szemcsedurulást az ultrafinom-szemcsés DP-acéloknál.

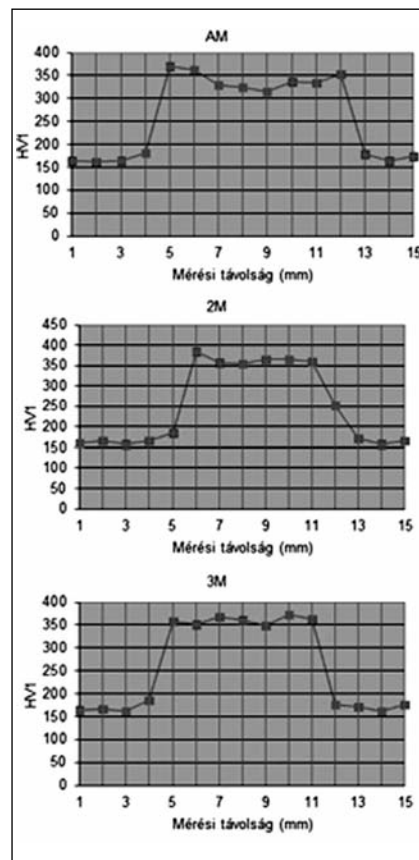
A keménység csökkentése a varratban

A keménység alakulását különböző esetekben ellenőriztük. Alapesetben előmelegítéssel és utólagos hőkezeléssel is, sőt áramimpulzusok alkalmazásával is készítettünk kötéseket. A keménységmérés helyeit a 9. ábrán mutatjuk be.

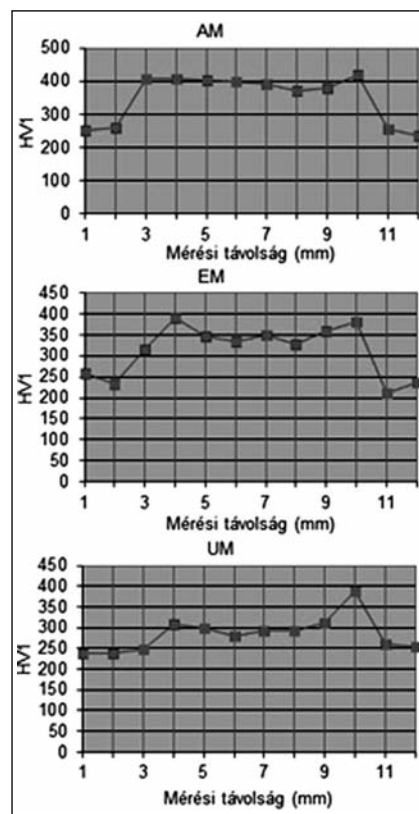
DP 500 típusú, $s = 1,4$ mm vastag acéllemezeken áramimpulzusok alkalmazásával készítettünk kötéseket. Az ezekről kapott keménységeloszlások a 10. ábrán láthatók. Az alapparaméterekkel, 1 impulzussal készített

kötés az „AM” jelet kapta ($d_e = 6$ mm, $I_{\text{heg}} = 10$ kA, $t_{\text{heg}} = 400$ ms, $F_{\text{heg}} = 400$ daN). A „2M” két impulzus, a „3M” jelölés három impulzus alkalmazását jelenti ($d_e = 6$ mm, $I_{\text{heg}} = 10$ kA, $t_{\text{heg}} = 150$ ms, $F_{\text{heg}} = 300$ daN, szünetidő: 230 ms). A kapott eredmények kiértékelése után megállapítottuk, hogy az áramimpulzusok alkalmazása nem csökkentette a varratban a keménységet.

További kísérleteket végeztünk DP 800 jelölésű $s = 1,6$ mm vastag acéllemezeken, ezek keménységeloszlása látható a 11. ábra diagramjain. Itt az „AM” alapeset kötéseit három áramimpulzus alkalmazásával készítettük ($d_e = 6$ mm, $I_{\text{heg}} = 10$ kA, $t_{\text{heg}} = 3 \times 150$ ms, $F_{\text{heg}} = 300$ daN, szünetidő: 230 ms). Előmelegítés során a darabokat 200°C -ra hevítettük, majd ugyanazokkal a paraméterekkel hegesztettük, mint az alapesetnél. Ennek diagramja az „EM” jelölést kapta. Az ábrán „UM” jelölésű diagram mu-



10. ábra. Keménységeloszlási diagramok DP 500 acélnál áramimpulzusok alkalmazása esetén



11. ábra. Keménységeloszlási diagramok DP 800 acélnál alapesetben, előmelegítéssel és utólagos hőkezeléssel

tatja az utólagos hőkezelési cikluson átesett munkadarabok keménységeloszlását. Az alapeseti paraméterekkel hegesztett kötések lehűlés után végeztük el a hőkezelést a hegesztőgépen, síkelektrodák között ($d_e = 16 \text{ mm}$, $I_{hők} = 9 \text{ kA}$, $t_{hők} = 1 \text{ s}$, $F_{hők} = 300 \text{ daN}$). Az előmelegítés nem hozott létre keménységcsökkenést, míg az utólagos hőkezeléssel jelentősen tudtuk csökkenteni a keménységet.

A keménység hatását a ponthegeesztett kötés törési jellemzőire egy újonnan alkalmazott mérőeszközzel vizsgáltuk, a kapott eredményeket egy másik beszámolóban ismertetjük.

Összefoglalás

A műszaki fejlődés egyik jelentős eredménye az ultrafinomszemcsés szerkezeti anyagok kifejlesztése. Ezek előállításának vizsgálatára, feldolgozásukra, tulajdonságaik megismerésére több kutatási program is született. Ilyen program a Dunaújvárosi Főiskola TÁMOP 4.2.2.A – 11/1/KONV-2012-0027 számú projektje. Ennek keretében

megvizsgáljuk a különböző módszerrel készített ultrafinomszemcsés anyagok hegesztésének lehetőségeit is. Célunk olyan hegesztési technológia illetve eljárás alkalmazása, amely nem okoz szemcsedurulást, illetve nem hoz létre nem kívánt kiválásokat.

Az autóiparban alkalmazott korszerű nagy szilárdságú acélok kategóriájába tartozó ferrit–martenzites kettős fázisú acéloknál megvizsgáltuk, hogy az ellenállás-ponthegeesztés okoz-e szemcsedurulást a hőhatás-övezetekben, illetve a varratokban mérhető nagy keménységet hogyan tudjuk csökkenteni. Az eredmények azt mutatják, hogy vastagságtól és szilárdsági kategóriától függetlenül nem jön létre szemcsedurulás az ellenállás-ponthegeesztés hatására, és a varrat keménysége utólagos hőkezeléssel csökkenthető.

Köszönetnyilvánítás

A kutatómunka a TÁMOP-4.2.2.A-11/1/KONV-2012-0027 projekt keretében valósult meg az Európai Unió és az Európai Szociális Alap támogatásával.

Irodalom

- [1] *Németh Á.*: A szemcserefinozítás hatása és lehetőségei, finomszemcsés acélok. Szakmai előadás, PYLON Kft. 2010.05.05. Zalaegerszeg
- [2] Advanced High Strength Steel (AHSS), Application Guidelines, Version 5.0 Written by International Iron & Steel Institute, Committee on Automotive Applications, May 2014. www.worldautosteel.org
- [3] *Balogh A. – Prém L.*: Hagyományos és korszerű autóipari acéllemezek ponthegeesztettségének vizsgálata. Hegesztéstechnika, XXIV. évf. 2013.4. szám, p. 41–49.
- [4] *Horváth Á.*: A Dunai Vasmű korábbi kapcsolatai a volt hazai járműgyártással, és jövőbeni lehetőségei. ISD DUNAFERR Műszaki Gazdasági Közlemények, 2014/2., p. 63–73.
- [5] *Balogh A.*: Ellenállás-ponthegeesztés technológiájának új szemléletű optimalizációja. GÉP 48:(1) pp. 24–28. (1996)

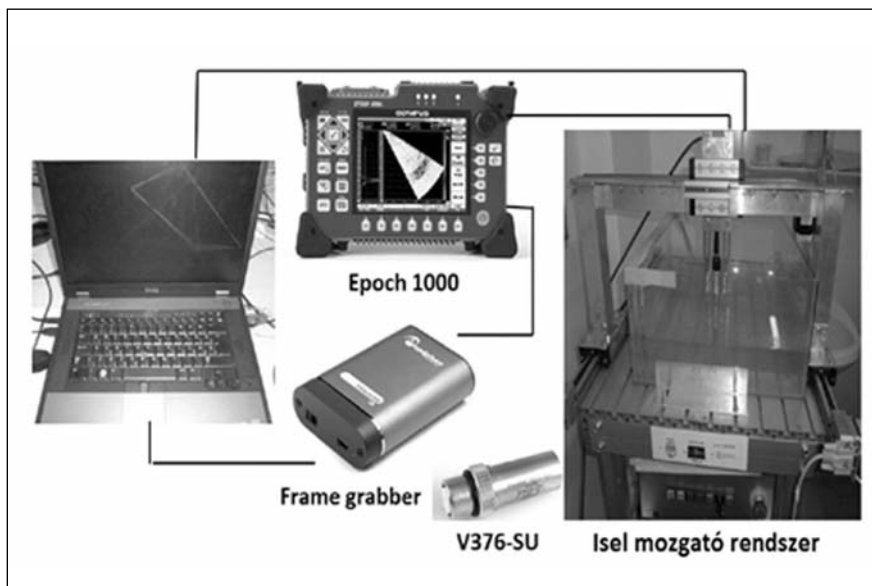
PÓR GÁBOR – AGÓCS MIHÁLY – KOCSÓ ENDRE – PALOTÁS BÉLA – TRAMPUS PÉTER

Háromdimenziós ultrahangos képalkotó rendszer kifejlesztése

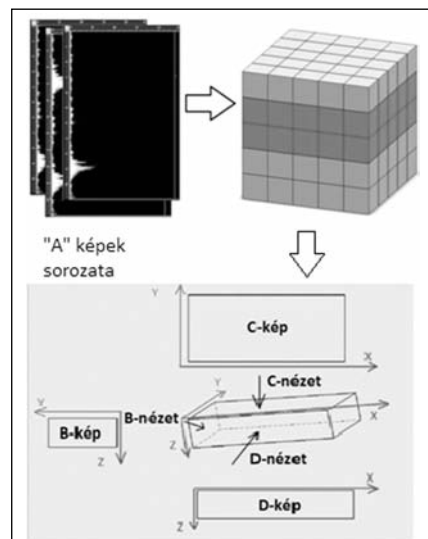
Az általunk kifejlesztett 3D-s képalkotó rendszert kereskedelmi forgalomban kapható ultrahangos szenzorokból és berendezésekből állítottuk össze. A letapogatást ISEL léptetőmotorok segítségével végezzük. Az ultrahangos mérés felbontása a fókuszált ultrahangos fejnek köszönhetően 1 mm alatt van. Jelenleg a mozgásban a lépésközök 0,1 mm-rel történnek, és meg tudjuk különböztetni a 0,1 mm-nél is kisebb felületi bemetszéseket. A 3D-s rendszer legfontosabb része a LabView programban készült 3D-s modell, ami lehetővé teszi a detektált hibák mozgását, forgatását, valamint el tudjuk végezni az anyagban található folytonossági hiányok valódi tomográfiás képének az előállítását is. Összehasonlítva rendszerünket a kereskedelmi forgalomban is kapható hasonló rendszerekkel azt találjuk, hogy meglepően olcsó és megbízható. A rendszert először speciálisan kifejlesztett etalonokon teszteltük, amelyek furatokat és bemetszéseket tartalmaztak. Az autóiparban használt fröccsöntött elektronikai alkatrészekben lévő hiányok és légbuborékok vizsgálatára is mutatunk alkalmazási példát. Végül egy olyan fejlesztésen dolgozunk, amellyel képesek vagyunk a ponthegeesztett kötések varratainak a heglencse tengelyére merőleges irányú szeletelésére vékonyabb, mint 0,1 mm-es rétegben.

1. Bevezetés

A pásztázó akusztikus mikroszkóp (PAM) egy olyan eszköz, amely fókuszált ultrahangot használva megvizsgál egy tárgyat, amelynek részei különböző akusztikai impedanciával rendelkeznek. Az első pásztázó akusztikus mikroszkópot 1974-ben fejlesztette ki Lemons és Quate [1]. A pásztázó akusztikus mikroszkóp fókuszált ultrahangnyalábot kibocsátó távadóval működik. Az „adó” üzemmódban kibocsátott, majd visszaverődött hangot ugyanaz az ultrahangos vizsgálófej érzékeli „vevő” üzemmódban. A reflexiókat felhasználva az ultrahangos berendezés



■ 1. ábra. A pásztázó akusztikus mikroszkóp összetevői

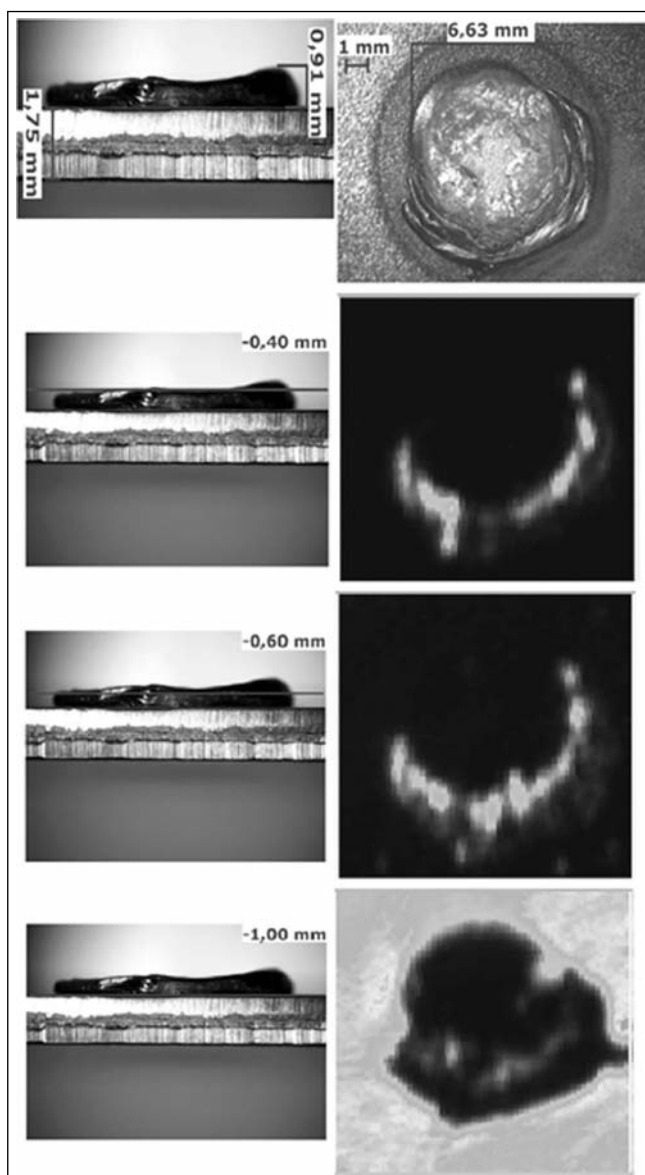


■ 2. ábra. Hagyományos A-képek átalakítása egy tömbön keresztül B-képpé, C-képpé és D-képpé

megfelelő képeket állít elő. Manapság ennek a technológiának az alkalmazása a biológiában és az orvostudományban sokkal elterjedtebb, mint az iparban, ahol folytonossági hiányok vizsgálatára használják.

A pásztázás (letapogató) ipari felhasználása, főleg a bemerülés típusú ultrahangos technikákkal együtt alkalmazva, egyre elterjedtebbé vált az elmúlt évtizedben [2]. Ezt azonban elsősorban viszonylag nagy tárgyaknál alkalmazzák, valamint ezek a rendszerek meglehetősen drágák.

Az eredeti fejlesztési feladatunkat az autóipar kezdeményezte, ahol a tokozott elektronikákat széles körben használják. Ezekben fröccsöntött műgyantába öntött áramkörök vannak. A feladatunk az volt, hogy a gyantában lévő légbuborékokat detektáljuk. Látni fogjuk, hogy ezt el lehet érni egy jobb felbontásra képes nagyfrekvenciás ultrahangos fejjel. A rendszerünk elvét és összetevőit a 2. és 3. fejezetben mutatjuk be. A 4. fejezetben pedig látható, hogy akár jobb mint 0,1 mm-es felbontást is el tudunk érni.

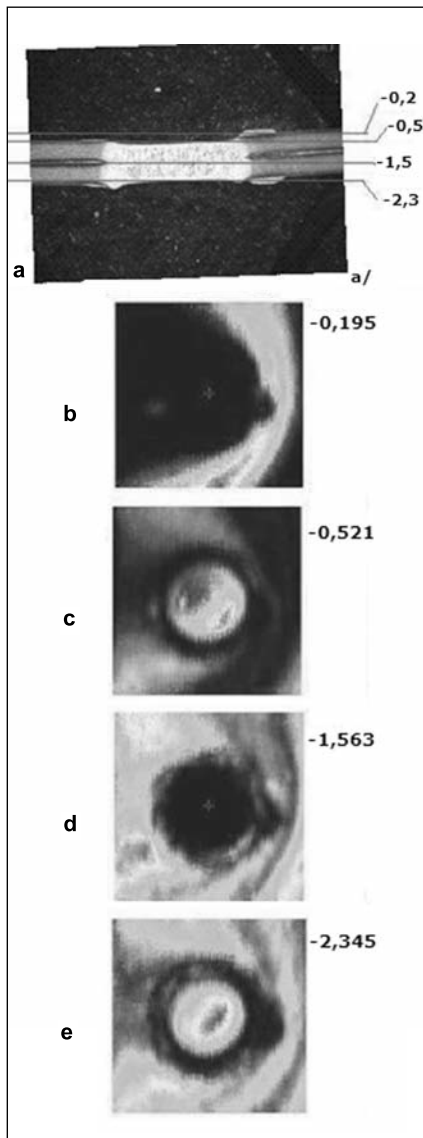


■ 3. ábra. A ponthegeztés kötésének felszeletelt rétegei

Amint sikerült elérni a 100 mikronnál is jobb felbontást, akkor a rendszert már nem csak elektronikák átvilágítására használtuk, hanem megkezdtünk ponthegeztések kötését is vizsgálni. Ezek eredményei is a negyedik fejezetben láthatók. Érdekes még figyelmet fordítani a mozgatómechanikára is, mert ez teszi lehetővé az elvártnál is jobb felbontást, mivel az ultrahangos képekben jelentős átfedés, redundancia van.

2. A rendszer jellemzői

A rendszer fontos része az üvegmedence, ahol a vizsgált mintadarabokat el lehet helyezni a víz alatt (1. ábra). Ez elsősorban a jó csatolás érdekében szükséges. A medence felett egy mozgatható híd helyezkedik el, amin az ultrahangos vizsgálófej van rögzítve. Az ISEL mozgatórendszer akár 10 mikronos pontossággal is képes léptetni a rögzített fejet [3]. Ezt jelenleg egy ISEL PLC alapú elektronika vezérli, de hamarosan át fogjuk alakítani úgy, hogy a ve-



■ 4. ábra. A ponthelesztett kötés keresztmetszete (a), és a különböző mélységekből származó szeletelt ultrahangos visszaverődések (b-e); a számok mm-ben értendők

3. Az ultrahangos A-képek feldolgozása

Köztudott, hogy az A-kép (2. ábra) információt tartalmaz a visszaverődött hang visszaérkezési idejéről. Minden egyes csúcs az A-képen a vízszintes skálán jelenik meg a hang érkezési ideje szerint, valamint a függőleges skálán a jel intenzitásának nagysága látható, amely elsősorban a reflektor méretétől és elhelyezkedésétől függ. Mi nem szűrjük ki még a kis csúcsokat sem, mint ahogy azt sok szabványban javasolják, mivel a mintákat rasztteres vevszük, ahol a raszter méretét 10 mikron és 1 mm közötti lehet változtatni. Az adatokból a számítógép egy 3D-s tömböt készít (lásd 2. ábra).

A letapogatás befejeztével egy 3D-s tömb áll rendelkezésünkre, amit a képfeldolgozó szoftverek fel tudnak dolgozni különböző képeket előállítva (vö. 2. ábra). A tömb minden egyes eleme információkat tartalmaz 3D-ban lévő elhelyezkedéséről valamint a reflexió intenzitásáról az adott helyen. Szűrést, átlagolást és sok más „trükköt” felhasználva javítható a láthatóság. Előállítunk B-képet, C-képet és D-képet egy felhasználóbarát kezelőfelületen keresztül, de a leghatékonyabb segítség a felhasználónak a 3D-s modell, amit manuálisan lehet forgatni, így lehetőség van megtalálni a tárgy belsejében lévő folytonossági hiányokat.

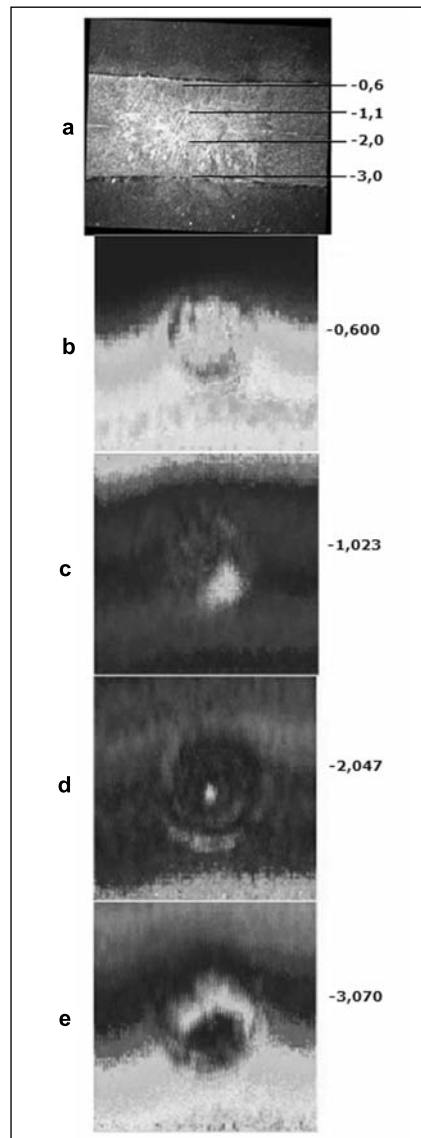
4. Alkalmazási példák

4.1. Ponthelesztett kötés vizsgálata

zérítés is LabView-val [4] történjen. Jelenleg egy Olympus [5] által forgalmazott V376-SU típusú bemeztéses fókuszált ultrahangos fejet használunk, amelyet egy szintén az Olympus által forgalmazott Epoch 1000-i készülékhez csatlakoztatunk, ami hagyományos A-képeket állít elő a fej minden egyes megállásakor (vö. 2. ábrával).

A legtöbb rendelkezésre álló ultrahangos mérőrendszer nem rendelkezik digitális kimenetekkel, amin keresztül az A-kép elérhető lenne, ezért kellett használnunk frame grabber-t, ami az Epoch VGA kimenetén lévő analóg jeleket digitalizálja a számítógép számára, amelyben a tömeges A-képeket már fel tudjuk dolgozni.

A ponthelesztés egy széles körben használt eljárás az autóiparban. A közelmúltban új acélok (TRIP, TWIP stb.) is megjelentek a gyártósorokon. Meglehetősen fontos megvizsgálni a ponthelesztett kötések minőségét, amelyek a hegesztési paraméterektől függenek, különös tekintettel az említett új acélok hegeszthetőségi tulajdonságaira. A gyors ellenőrzéshez helyszíni ellenőrző rendszereket alkalmaznak [6], amelyek csak egy felületi kötésvizsgálatra alkalmasak, részletek megjelenítése nélkül. Egy ponthelesztés kötését megvizsgálva (3. ábra) jól érzékelhető rendszerünk felbontása is. Az ábrán néhány 0,2 mm-es felbontással szeletelt ultrahangos visszaverődési képet mutatunk be.



■ 5. ábra. A varrat mikroszkópi metszete (a), és a kötés különböző mélységekből (b-e) származó „felszeletelt” ultrahangos visszaverődési képei

Noha a hegesztéshez értők jól látják, hogy a bemutatott ponthelesztés nem jó minőségű, de éppen a kitüremkedő korona teszi lehetővé, hogy bizonyítani tudjuk, mennyire hatékony a módszerünk az általunk definiált rétegek leképezésére. Látható, hogy képesek vagyunk a hegesztett kötés különböző rétegeit előállítani. Az ábrán bemutatjuk a (0,4-0,6-1,0 mm) szintekhez tartozó visszaverődési képeket. Az első két szinten a korona, míg az utolsón már a felső lemez felső szintjének reflexiója látható. Jól látható, hogy a felső szinten a heglencse mélyebben van, mint a külső fémlemez szintje (1,0 mm). Ugyanakkor a kinyomódásban és körülötte nincsenek reflexiók, amit a

képen egyenletes sötét – lényegében fekete gradáció mutat.

4.2. Egy jó ponthegeesztett kötés felszeletelése

A 4. ábrán láthatók egy jó ponthegeesztett kötés rendszerünkkel készített rétegei. Technikai okok miatt nem volt lehetséges, hogy a varrat teljesen vízszintesen legyen a vizsgálat során. A 4/b ábra megint a ponthegeesztés karimáját mutatja. A 4/c ábra a heglencse felületének visszaverése. Nagyon fontos a 4/d ábra, ahol a sötét folt azt mutatja, hogy nincs semmi visszaverődés arról a szintről, ahol a két lemez elválasztó síkja van, tehát jó az összeolvadás! Végül a 4/e alsó ábrán a hátfal visszhangját látjuk.

4.3. Egy rossz ponthegeesztett kötés felszeletelése

Egy rossz ponthegeesztés esetében onnan kaptunk belső visszaverődéseket, ahol a nem tökéletes összeolvadás miatt az ultrahang reflektorok találhatók. Az 5. ábra tetején a hegesztett kötés mikroszkópi metszetét látjuk. A vizsgálat során a lemezek 2 fokkal meg voltak döntve, a fénykép is ezt demonstrálja. Figyeljük meg, hogy noha a két lemez összeolvad, de a heglencse belsejében jól láthatók egy felső és egy alsó réteg kontúrjai. Az alatta lévő ultrahangképen a felső lemez homlokfal-reflexiója látható (0,6 mm), majd az 1,02 mm-es képen a felső hibahely, míg 2,0 mm-nél az alsó hibahely okoz visszaverődést, végül legalul a hátfal visszaverődést látjuk.

4.4. Tokozott elektronikák ultrahanggal történő felszeletelése

A pásztázó akusztikus mikroszkóp egyik felhasználási területe lehet a műgyantába

öntött elektronikák ellenőrzése. Műgyantába öntött elektronikákat széles körben használnak az autópárházban, mivel a nedves környezet nincs rájuk hatással. Azonban fontos, hogy a műgyanta monolit legyen. Gyártáskor egy tipikus hiba lehet az, hogy buborék marad a műgyantában. Ez akkor a legveszélyesebb, ha a buborék közel van a felülethez vagy a nyomtatott áramköri laphoz, de természetesen az elektronika belsejében sem fordulhatnak elő hibák a lapon.

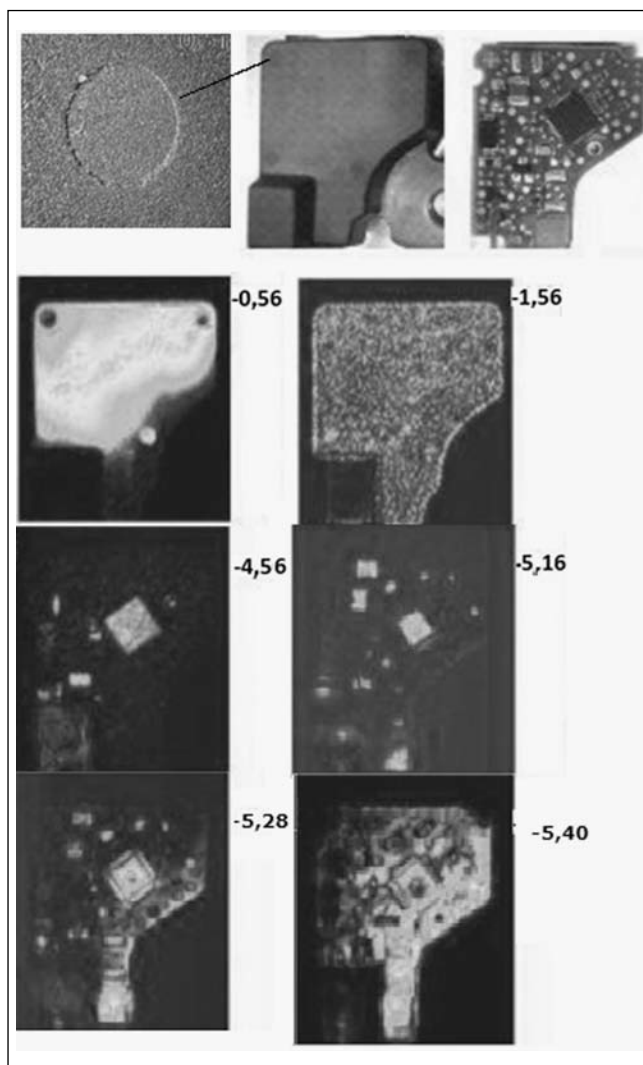
A 6. ábrán jól látható sajátos szeletelési technológiánk eredményessége. Az ábra első sora segítség az alatta következő hat ultrahangos visszhangkép megértéséhez. Középen a műgyantatok felső felülete látható, amelynek sarkaiban lévő 0,1 mm benyomódásból balról kinagyítottunk egyet. Jól látható az első ultra-

hangos képen, milyen egyértelműen megmutatható ez a 0,1 mm-es benyomódás. A második ultrahangkép (második sor jobbra) mutatja a műgyantatokban lévő buborékok és más csomók visszhangjait. Ez volt az eredeti cél. De ma már mi ennél többet tudunk. A felső sor jobb szélén a tokozás előtti elektronika kép látható. Figyeljük meg rajta a fő chip fekete négyzetét. Ez látható a harmadik és negyedik sorban lévő visszhangképeken felszeletelve. A harmadik sorban balról a felső felület, jobbról a chip belsejében lévő fémlemezke, az utolsó sorban balról jól láthatók a chip beforrasztott lábai, míg jobbról már az elektronika NYÁK-lemezén lévő egyéb alkatrészecskék tűnnek fel. Felbontásunk jobb mint 0,1 mm a mélységben, de keresztirányban is.

5. Következtetések

Sikerült kifejlesztenünk egy új, viszonylag olcsó és célirányos pásztázó akusztikus mikroszkópot, ami egy bemenítéses típusú fókuszáló ultrahangos vizsgálófejjel működik. Az ultrahangos A-képeket sorozatban kis lépésekkel végrehajtott letapogatás során gyűjtjük össze (minimális lépésköz akár 50 mikron), egy adattömböt állítva elő a visszavert intenzitás mértékeiről a tér megfelelő pozícióiban. Ebből a tömbből számítógépes képfeldolgozó technikákkal A-, B-, C- és D-képet és forgatható 3D-s modellt állítunk elő, vagy vízszintesen szeletelve az objektumokat akár 100 mikronnál is jobb pontosságot tudunk elérni. A 0,1 mm-es felbontásnak köszönhetően megtalálhatjuk az adott mélységből visszaverődő felületeket, amit megfelelően lehet értelmezni.

A ponthegeesztett kötésen észre lehet venni a belső, nem elégséges összeolvadásból származó visszaverődéseket. Az is látható, hogy milyen sokat számít a ponthegeesztés var-



■ 6. ábra. A műgyanta tokozott elektronika valós képei (első sor) és ultrahanggal letapogatott belső rétegei. Jól látszanak a 0,1 mm mély benyomódások a felületen, a műgyantában lévő buborékok, valamint a fő chip felszeletelt képei

ratfelületének minősége, hogy meghatározhassuk a két lemez közötti hegesztés minőségét.

A műgyantába öntött elektronikák esetében ki tudtuk mutatni akár a gyantában lévő buborékokat, akár a hibásan nyomtatott áramköri elemeket, ha azok nagyobbak 0,1 mm-nél.

Nagyon ígéretes, hogy a 3D-s tömb 10 mikronos felbontással merőleges irányban sok redundanciát tartalmaz, ami lehetőséget teremt a további adatfeldolgozás tökéletesítésére. Ez megnyitotta az utat a szeletelhetőség felé. Úgy gondoljuk, hogy az ultrahangos mikroszkóp a gyakorlati életben egy nagyon hasznos eszköz lehet. Az A-, B-, C- és D-képeket nem mindig könnyű megérteni, de a szeletelt képeket könnyebb átlátni. Ez alkalmazható lehet például a pont-

hegesztéseknél, ahol kimutatható az a szint, ahol az összeolvadásnak meg kell történnie. Ma még csak 0,06 mm a szeletelési pontosságunk, de további javulásokat várunk egy 50 MHz frekvenciájú ultrahangos vizsgálóléptől, a kialakítás alatt lévő jobb mozgató mechanikától és a fejlesztés alatt lévő új szűrési módszerektől. Nagy előnye a mérőrendszerünknek, hogy könnyen illeszthető az adott vizsgálati célokhoz. Itt csak a ponthegesztések és az elektronikák eredményének egy részét mutattuk be, de további feladatok állnak előttünk.

Köszönetnyilvánítás

A kutatás a TÁMOP-4.2.2.A-11/1/KONV-2012-0027 számú projekt keretében az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósul meg.

Irodalom

- [1] Lemons R. A., Quate C. F.: Acoustic microscope – scanning version. Appl. Phys. Lett. 24: (1974). 163–165.
- [2] F. Severin et al.: Industrial applications of Scanning Acoustic Microscopy, ME Technical Paper Materials Evaluation, July, 2013
- [3] <http://www.isel.hu/index.php/klub-7/piac/1882/mechanika/golyosorsos-linearis-egység/les-4-golyosorsos-linearis-egység.html>
- [4] LABVIEW: <http://www.ni.com/labview/>
- [5] <http://www.produkte24.com/cy/olympus-ndt-1219/ultraschallkoepfe-3312/v376-su.html>
- [6] <http://www.ge-mcs.com/en/ultrasound/portable-flaw-detectors/spotchecker.html>

Szemcseméret-kategóriák

Mióta felismertük, hogy a folyási határ növelésének egyik, sok szempontból egyedülálló lehetőségét a szemcseméret csökkentése jelenti, egyre finomabb szemcseméretű szerkezeti anyagok előállítására törekszünk. A mikroötvöztött acélok TMCP- (= thermomechanical controll process) eljárással való hengerlésekor akár 3–5 μm -es, a DIFT- (= deformation induced ferritic transformation) eljárással a 0,8–1 μm -es – vagyis 800–1000 nm-es ferrit szemcseméret is elérhető.

Különböző speciális technikai és technológiai megoldásokkal – például IKA (= intenzív képlékenyalakító) eljárásokkal – a néhányszor 10 nm-es szemcseméret is elérhető.

A szemcseméret-kategóriáknak az előzőekben megadott méretekkel való megadása önmagában is számos kérdést vet fel. Hangsúlyozni kell, hogy a határérték a kérdéses anyagok anyagi minőségétől is függ.

Mivel a szemcseméretnek az acélok esetében van a legnagyobb gyakorlati jelentősége, a szemcseméret-kategóriákat, azok abszolút értékét az acélok ferrit szemcseméretére vonatkoztatva adjuk meg:

1. A **nanoszemcsés acélok** szemcsemérete <500 nm, de szigorú érte-

lemben a <100 nm szemcseméretű acélokat szokás nanoszemcsésnek (NG – nanograined) nevezni. A határérték kijelölésére egy másik út is kínálkozik, nevezetesen az, hogy azokat az acélokat nevezzük NG-nek, amelyeknek szemcsemérete kisebb mint a Hall–Petch összefüggés érvényességének határát jelző szemcseméret (inverse Hall–Petch szemcseméret-tartomány).

2. Az **ultrafinomszemcsés** (UFG = ultrafinegrained) **acélok** ferrit szemcsemérete az 500–1000 nm-es tartományba esik. Jellemző módon ezt a szemcseméretet a képlékeny alakváltozás által kiváltott allotróp ($\gamma \rightarrow \alpha$) átalakulás jelenségét kihasználva lehet elérni, akár nagyüzemi körülmények között is (lásd DIFT-eljárás).

3. A **finomszemcsés** (FG = finegrained) **acélok** szemcsemérete a 3–5 μm -es értéket nem haladja meg, és – amint már említettük – Tinal, Nb-mal és V-mal mikroötvöztött acélok szabályozott hőmérsékletvezetésű melegehengerlésével érhetjük el ezt a ferrit szemcseméretet.

4. A **10 μm -nél durvább szemcseméretű acélok** ferrit szemcseméretére vonatkozóan nem használunk megkülönböztető jelzőt. A C-M acé-

lok szokásos 10–15 μm -es ferrit szemcseméretétől az Fe-4%Si típusú transzformátorlemezek néhányszor 10^4 μm -es szemcséjéig terjed ez a tartomány.

A szemcseméret-tartományok definiálásakor nem kerülhetjük el további két fogalom definícióját sem. Célszerű először a szemcse, krisztallit fogalmát tisztázni. A szemcse vagy krisztallit a sokkristályos ötvözet nagyszögű szemcsehatárokkal határolt tartománya. Az egyensúlyihoz közeli állapotban a szemcsék vagy krisztallitok a lord Kelvin által definiált ún. egyensúlyi szemcsealakot (tetraikaidekaéder) veszik fel, és ennek a gömböt közelítő térbeli alakzatnak az „átmérője” jelenti a szemcse vagy krisztallit méretét.

Az NG, UFG és FG rövidítésekben szereplő G az angol „grain” szó első betűje, amely – az angolszász szóhasználat szerint – egyaránt jelent szemcsét vagy krisztallitot, illetve részecskét. Az előbbi három rövidítésben természetesen a szemcse vagy krisztallit fogalmát jelenti, hiszen a részecske – szigorúbb értelemben – számos, egymástól teljesen független elemről álló anyagi rendszer egyetlen elemét jelenti. A szemcse és a részecske fogalmak

keveredését jól mutatja, hogy homokszemről és nem homokrészecskéről beszélünk. Amint láttuk, a szemcse- vagy krisztallit mérete az egyensúlyi szemcsealakot közelítő krisztallitokból álló rendszerben (tömbi anyagok) egyértelműen definiálható.

Acélokban még hagyományos technológiai eljárások alkalmazásakor is gyakran speciális krisztallitalkokkal találkozhatunk. Például az alumíniummal csillapított mélyhúzólemezek ferrit krisztallitjai lepény (pan cake) alakúak, vagy az egyik legelterjedtebb IKA művelet során ún. ELS (= elongated lamellar structura) struktúra, elnyújtott szemcsékből álló réteges szövet alakul ki, amelyben a krisztallitok alakja nagyon távol van az egyensúlytól, sőt az egyes rétegek között sokszor csak kisszögű, diszlokációk felsorakozása révén kialakult szemcsehatár van.

Az egyensúlytól erősen eltérő ala-

kú szemcsék szemcseméretét általában azok legkisebb irányú kiterjedésének nagyságával jellemezzük. Például egy egyszer átsajtolt Cu-mintában könyöksajtóláskor az ELS-re kb. 200-300 nm-es rétegvastagság jellemző, így ezt a méretet fogadjuk el „szemcseméretnek”, és az ilyen minták szövetét joggal nevezhetjük NG-szövetnek.

Még egy, sokszor félreértést okozó megfogalmazásra kell kitérni a szemcseméret-kategóriákkal kapcsolatban. A röntgen profilanalízissel fémes anyagaink reális szerkezetére jellemző adatokat, például diszlokációsűrűséget, diszlokációjellegű, ikerhatárgyakoriságot határozhatunk meg. A profilanalízis a felsorolt paramétereken túlmenően az ún. koherens szórócentrumok méretét is szolgáltatja. Sokszor ez az adat mint „grain size”, szemcseméret van feltüntetve, és ennek nagysága alapján minősítenek

egyes tömbi anyagokat vagy felületi rétegeket NG-struktúrájúnak. A szemcse- vagy krisztallitméret és a koherens szórócentrumok méretének egy az egyben való megfeleltetése hibás, hiszen e két paraméter között egyértelmű kapcsolat nincs. Mivel a koherens szórócentrumok mérete a néhányszor 10 nm-es tartományba esik, gyakran olyan anyagokat is NG-struktúrájúnak neveznek, amelyek szemcséi vagy krisztallitjai akár nagyságrendekkel is nagyobbak.

Egy ilyen rövid írásban nem lehetett a kérdéskör minden egyes részletére teljes mélységében kitérni. Az egyre finomabb szemcseméretű anyagok előállításában elért sikerek – megítélésem szerint – megalapozottá teszik azt a felvetést, hogy a nyitvamaradt kérdésekkel kapcsolatban vitát folytassunk e lapok hasábjain is.

 **Verő Balázs**

A 2014/5–6. szám szerzőinek szakmai életrajza

Agócs Mihály 2012 óta a Dunaújvárosi Főiskola (DuF) hallgatója. Páztázó akusztikus mikroszkóp ipari felhasználásának előkészítése címmel írta TDK-dolgozatát 2013-ban. Érdeklődési területe a roncsolásmentes anyagvizsgálatok, főként az ultrahangos eljárások, valamint egyedi mérőszoftverek fejlesztése, innovációk keresése az általánosan elfogadott ultrahangos „szabályok” pontos elemzésével és felhasználásával.

Árki Péter 2011 óta a DuF hallgatója. Újrakristályosodási kinetika vizsgálatából írta TDK-dolgozatát 2013-ban. Érdeklődési területe az intenzív képlékeny alakítás, és az annak hatására lejátszódó folyamatok vizsgálata, kinetikai modellezése, valamint a hőkezelés fémekre gyakorolt hatása.

Dr. Berecz Tibor 1999-ben szerzett gépészmérnöki oklevelet a BME Gépészmérnöki Karán. 2005 óta a BME Anyagtudomány és Technológia Tanszékének munkatársa, 2008-tól mint adjunktus. A fémes anyagok mikroszerkezetének vizsgálatával foglalkozik. 2008-ban szerzett PhD-fokozatot a duplex korrózióálló acélokban lebomló ferrit kristálytani viszonyainak témakörében.

Bereczki Péter a Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem (BME) Közlekedésmérnöki Karán végzett 2010-ben gépészmérnök szakon, járműgyártás és -javítás szakirányon. Jelenleg a BME Pattantyús-Ábrahám Géza Gépészeti Tudományok Doktori Iskola ösztöndíjas doktorjelöltjeként ultrafinom- és nanoszemcsés tömbi ötvözetek fejlesztésével foglalkozik. Emellett a Dunaújvárosi Főiskola Műszaki Intézeténél tudományos segédmunkatársként a Gleeble 3800-as termomechanikus szimulátorral végez vizsgálatokat.

Dr. Csepeli Zsolt 1994-ben végzett a Miskolci Egyetemen (ME) okleveles kohómérnök-ként, 1998-ban ugyanott PhD-fokozatot szerzett. Jelenleg a Dunaújvárosi Főiskola Műszaki Intézetének főiskolai docense és az ISD Dunafer Zrt. Innovációs Igazgatóság fősztályvezetője.

Csicsó Gábor 2013-ban végzett a DuF gépészmérnöki szakán, karbantartó szakirányon. 2013 nyarától a Magyar Akusztikai és Ipari Diagnosztikai Vizsgálólaboratórium (MAIDLab) kutatómérnöke. Kutatási és munkaterülete az akusztikus emissziós mérések, ultrahangos mérések, ultrahangos szimulációk, alkatrésztervezés.

Csóré András 2014-ben szerzett diplomát a BME Természettudományi Karának fizika alapszakán. Jelenleg ugyanitt MSc-hallgató. Diszlokációsűrűség meghatározása köbös rácsú fémekben című TDK-munkája folytatásának eredménye a jelenlegi cikk.

Danka Zsolt 2014-ben végzett a DuF gépészmérnöki szakán, karbantartó szakirányon. 2014 februárjában a Magyar Akusztikai és Ipari Diagnosztikai Vizsgálólaboratórium (MAIDLab) kutatómérnöke lett. Jelenlegi munkahelye a Silveria Kft. Fő kutatási és munkaterülete az acélok termomechanikus szimulációja során bekövetkező akusztikus emissziós hatások vizsgálata.

Fekete Balázs okleveles gépészmérnök a SZIE Gépészmérnöki Karán végzett. A Dunaújvárosi Főiskola fiatal kutatója, PhD-hallgató a BME Gépészmérnöki Karán. Kutatási területe: dinamikus hőterhelésű gépészeti szerkezetek méretezése, acélok kisciklusú fáradása.

Földi József 2001-ben a DuF-on műszaki menedzseri, majd 2004-ben az ME-n anyagmérnöki diplomát szerzett. 2004–2005-ben az ISD Dunafer nagolyvasztójában üzemmérnöki, 2005–2006-ban a hideghengerműben gyártmányfejlesztői

munkakört töltött be. 2006-tól a hideghe-
germő Technológiai Osztályát vezeti.

Gárdonyi Gábor 2013-ban végzett a BME mechatronikai mérnöki szakán, járműmechatronika szakirányon. 2013 óta a BME Mechatronika, Optika és Gépészeti Informatika Tanszékén PhD-hallgató. 2010-től a Magyar Akusztikai és Ipari Diagnosztikai Vizsgálólaboratórium (MAIDLab) munkatársa. Szakterülete a rezgésdiagnosztika, méréstechnika, járműmechatronika, LabVIEW alapú szoftverfejlesztés.

Jenei Péter az Eötvös Loránd Tudományegyetem tudományos segédmunkatársa. PhD doktori fokozatát 2014-ben szerezte az ELTE Anyagfizikai Tanszékén. Kutatásai során elsősorban porkohászati módszerekkel előállított ultrafinom szemcsés anyagok mikroszerkezetének és mechanikai tulajdonságainak kapcsolatát vizsgálja. Napjainkig több mint 10 nemzetközi referált folyóiratcikke jelent meg a témában.

Dr. Kardos Ibolya 2000-ben szerzett anyagmérnök diplomát anyagminősítő szakirányon az ME Anyag- és Kohómérnöki Karán. Azóta dolgozik az ISD Dunaferri Zrt. Innovációs Igazgatóságán, jelenleg szakértői beosztásban. A Kerpely Antal Anyagtudományok és Technológiák Doktori Iskolában szerzett doktori fokozatot 2010-ben. Szakterülete a metallográfia.

Kocsó Endre 2009-ben végzett az egykori Budapesti Műszaki Főiskola Kandó Kálmán Villamosmérnöki Szakán. MSc villamosmérnöki tanulmányait a Széchenyi István Egyetem automatizálási rendszerek szakirányon folytatta. 2010-től a DuF-on működő és az Ecotech Nonprofit Zrt. támogatásával fennálló Magyar Akusztikai és Ipari Diagnosztikai Laboratórium kutatómérnöke. Jelenlegi munkája: kiemelten nagy felbontású ultrahangos vizsgálatok automatizálása motoros pozicionálással.

Koós Gáborné 2003-ban szerzett kohómérnöki diplomát. Az ISD Dunaferri Innovációs Igazgatóságán a gyártást segítő műszaki-tudományos vizsgálatok szervezésében és elvégzésében vesz részt. Fő tevékenységét a felületi bevonatok, felületkezelte vagy felületvédett és agresszív közegeknek ellenálló rendszerek vizsgálata, valamint korróziós és egyéb károsodási folyamatok tanulmányozása jelenti.

Dr. Krállics György a BME Anyagtudomány és Technológia Tanszékének egyetemi docense, az ME Anyagtudományi Intézetének tudományos munkatársa. Szakmai területe a képlékenyalakítás technológiájának tervezése, modellezése, az ultrafinomszemcsés fémes anyagok intenzív képlékenyalakítással történő előállítása.

Manhertz Gábor 2013-ban végzett a BME mechatronikai mérnöki szakán, járműmechatronika szakirányon. 2013 óta a BME Mechatronika, Optika és Gépészeti Informatika Tanszékén PhD-hallgató. 2012-től a Magyar Akusztikai és Ipari Diagnosztikai Vizsgálólaboratórium (MAIDLab) kutatómérnöke. Főbb kutatási és munkaterülete a rezgésdiagnosztika, méréstechnika, járműmechatronika, belsőégésű motorok, valamint LabVIEW alapú szoftverfejlesztés.

Dr. Palotás Béla okleveles gépészmérnök, IWE/EWE hegesztő szakmérnök, a DuF Hegesztő Bázisának szakmai vezetője. Hegesztő szakmérnök generációk oktatója a BME-n, a DuF tanszékvezető főiskolai tanára. Jelenleg az MTA ATTB Hegesztési Albizottságának elnöke, a Magyar Hegesztési Egyesület Elnökségének tagja. Számos cikk szerzője a hegesztés szakterületéről.

Papp Gábor 2007-ben végzett a DuF gépészmérnöki szakának karbantartó szakirányán, majd 2012-ben a BME Gépészmérnöki Kar gépgyártás-technológia szakirányon okleveles gépészmérnöki diplomát, 2014-ben a DuF-on minőségirányítási szakmérnöki diplomát szerzett. 2010-től a DuF cégénél, az ECOTECH Nonprofit Zrt.-nél dolgozik K+F mérnökként, valamint időszakosan kutatóként a DuF Műszaki Intézeténél.

Dr. Pázmán Judit 2005-ben végzett a DuF anyagmérnöki szakán, majd 2007-ben az ME anyagmérnöki szakán szerzett fémtechnológus-anyagvizsgálat területen diplomát. 2011-ben PhD-fokozatot szerzett. 2011-től 2012 decemberéig az ME Fémteni, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézet tudományos segédmunkatársa, majd munkatársa. Jelenleg a DuF oktatója és kutatója. Szakterülete a fémkompozitok előállítása és szerkezetvizsgálata, továbbá fémek, fémötvözetek intenzív képlékenyalakítása, pásztázó elektronmikroszkópia.

Dr. Péter László 1992-ben szerzett kémiafizika középiskolai tanári diplomát, majd

1995-ben kémiából doktori fokozatot az ELTE-n. 2013 óta az MTA doktora, munkahelye az MTA Wigner Fizikai Kutatóközpont. Kutatómunkája nagyrészt elektrokémiai területeket érint, de több alkalommal részt vett a Dunaferri érdekltségébe tartozó ipari kutatásokban. A DuF Műszaki Intézetében működő pácoló szimulátor berendezés 2011-ben az ő elképzelése nyomán valósult meg.

Dr. Pór Gábor szilárdtest fizika szakon végzett 1972-ben, majd 20 évig dolgozott atomerőművi diagnosztikai fejlesztéseken a KFKI-ban, főleg a Paksi Atomerőmű számára, jelenleg pedig fúziós diagnosztikai kutatásokban a BME Nukleáris Technikai Intézetében, ahol 1992 óta egyetemi docens. 2001 óta főiskolai tanár a DuF-on, ahol megalapította a Magyar Akusztikus és Ipari Diagnosztikai Laboratóriumot (MAIDLab). Fő kutatási területe az ultrahangos és akusztikus emissziós vizsgálatok kiterjesztése az anyagvizsgálatok területén.

Dr. Radnóczi György mérnök-fizikus (1971), az MTA doktora, tudományos tanácsadó az MTA TTK Műszaki Fizikai és Anyagtudományi Intézetnél. Kutatási területe: ötvözet vékonyrétegek szerkezete és fizikai tulajdonságai, elektronmikroszkópia.

Rózsahegyí Richárd 2011-től a DuF gépészmérnök alapszak utolsó féléves karbantartás szakirányos hallgatója. Szakdolgozatának témája a korszerű autóiipari nagy szilárdságú acélok hegesztése, mellyel TÁMOP-projekt keretein belül 2014 áprilisa óta foglalkozik.

Sánta Orsolya 2010-ben szerzett főiskolai anyagmérnök végzettséget, majd fél évet töltött az ISD Dunaferri Zrt. Kutatóintézetében, ahol az ipari pácolás folyamatával foglalkozott. 2011-től a DuF Műszaki Intézetében működő Felületfizikai és Kémiai Laboratórium vezetője, ahol főként bevonatok kialakításával, felületek vizsgálatával foglalkozik. 2012 óta vesz részt az acéllemezek nagyipari pácolását laboratóriumi körülmények között szimuláló kutatásban.

Dr. Szabó Péter János okl. villamosmérnök, a BME Anyagtudomány és Technológia Tanszék tanszékvezető egyetemi tanára. 1995-ben PhD-fokozatot szerzett a nagyfelbontású röntgen vonalprofil-analízis témaköréből. 2013-ban elnyerte az MTA doktora címet. Fő kutatási területe az

anyagok elektronmikroszkópos vizsgálata, ezen belül a szemcsehatárok szerepének tisztázása egyes fémfizikai folyamatokban. Speciális területe a visszaszórtelektron-diffrakció (EBSD), az első hazai EBSD-labor megalapítója.

Szalai Szabolcs gépészmérnöki alapképzés után mechatronikai mérnök mester-szakon szerzett diplomát, jelenleg a Széchenyi István Egyetem Multidiszciplináris Műszaki Tudományi Doktori Iskolájának doktorandusza. A Széchenyi István Egyetem Járműgyártási Tanszékének oktatója. Oktatási és kutatási területe a lemezalakító műveletek tervezése, modellezése és szimulációja, valamint a lemezvizsgálatok.

Szombathelyi Viktor 2012-ben szerzett diplomát a BME Gépészmérnöki Kar Anyagtudomány és Technológia Tanszékén, anyagtechnológia szakirányon, a

Pattantyús-Ábrahám Géza Gépészeti Tudományok Doktori Iskola PhD-hallgatója. 2012-től a DuF kutatója. Szakterülete az intenzív képlékenyalakítás.

Dr. Trampus Péter okl. gépészmérnök 1972-ben végzett a BME-n, az MTA doktora. Különböző beosztásokban részt vett a paksi blokkok létesítésében, majd üzemeltetésében. 1996-tól 2003-ig a Nemzetközi Atomenergia Ügynökségnél az atomerőművek élettartam-gazdálkodásával foglalkozott. 2008-tól 2011-ig a Debreceni Egyetem, 2011-től a DuF egyetemi tanára, és részt vesz a főiskola kutatási tevékenységében. Kutatási területe a mérnöki szerkezetek integritásának vizsgálata, különös tekintettel a roncsolásmentes vizsgálati eljárásokra.

Dr. Verő Balázs technológus szakos okl. kohómérnök. 1993-ig a Vasipari Kutató és Fejlesztő Vállalat Fémtani Osztályának ku-

tatómérnöke, majd osztályvezetője volt, ezután a Bay Zoltán Alkalmazott Kutatási Alapítvány Anyagtudományi és Technológiai Intézetének vezető kutatója, illetve tudományos igazgatóhelyettese. 2006-tól a DuF oktatója, 2008 óta egyetemi tanára, professor emeritus. Akadémiai doktori értekezését 1994-ben védte meg. Az MTA Műszaki Tudományok Osztályának keretén belül működő Anyagtudományi és Technológiai Tudományos Bizottság elnöke. Kezdeményezésére jött létre a Dunaújvárosi Főiskolán a fizikai szimulációs Gleeble laboratórium. Fő kutatási területe a nagy hozzáadott értékű acélok fejlesztése.

Zemankó István gépészmérnök, műszaki tanár. A DuF Hegesztő Bázisának vezető tanára, hegesztési tanfolyamok oktatója, a főiskolai hallgatók mentora. Ő az a tanár, aki nem csak elméletben, de a gyakorlatban is tudja oktatni az alapvető hegesztési eljárásokat.

FROM THE CONTENT

Continued from page B2. (Folytatás a B2 oldalról)

Fekete Balázs – Trampus Péter – Radnóczy György
Investigation the kinetics of the fatigue process of reactor steel under thermo-mechanical cyclic loading 25
The fatigue life of the structural material 15H2MFA of VVER-440 reactor pressure vessel under completely reserved total strain controlled tests was investigated. The measurements were carried out with cyclic temperature conditions between 150 and 270 °C on GLEEBLE 3800 servo-hydraulic physical simulator. After the investigation of the nominal fatigue life, interrupted fatigue tests were performed. These specimens were examined by transmission electron microscope to follow the kinetics of the fatigue process.

Pór Gábor – Csicsó Gábor – Danka Zsolt – Gárdonyi Gábor – Manhertz Gábor – Bereczki Péter – Szombathelyi Viktor – Trampus Péter – Verő Balázs
Acoustic events detected during tensile testing of TWIP steels 30
Twinning induced plasticity (TWIP) steels have a relatively short history of about 16 years only. These austenitic steels are used widely in many applications of automotive industry because of their excellent strength and ductility combined with good wear and corrosion resistance. The tensile curve of these steels has three well distinguished parts: in the first stage mainly dislocations cause the acoustic emission (AE) events; in the second stage the interactions of dislocations and twinning processes produce the majority of the effects in AE; while in the third stage twinning pairs are producing AE events. Our aim was to find differences in

the AE events in different sections of hardening rate in these materials. Differences were found in magnitudes, in the rate of events in the three stages, while general spectrum components were very similar to each other. Nevertheless we investigated also small differences in spectra as well, since they are important in classification of processes during treatment. Measurements were carried out using Gleeble simulator, which allowed performing tensile tests at different temperatures as well.

Szalai Szabolcs
Formability Tests of Advanced High Strength Steels for Car Body Panels ... 34
The paper is focusing on the properties of advanced high strength steels, particularly on DP and TRIP sheets. Based on the results of tensile tests detailed analysis of strain hardening exponent and planar anisotropy is discussed. It has been proved that the values of these parameters are strongly dependent on the definition and calculating method. Different formability tests are also discussed and demonstrated. Finally a short survey outlines the appropriate selection and application of material properties in advanced simulation software.

Palotás Béla – Zemankó István – Rózsahegyi Richárd
Resistance Spot Welding of Ferrite-Martensite DP Steels 39
In the frame of a TÁMOP Project some ultrafine grained materials are being produced and investigated their applicability at the College of Dunaújváros. The Advanced High Strength Steels are also ultrafine grained and high loading capability steels already applied by the car industry are being tested as well. The investigation of weldabi-

lity of these materials is also a task. This article intends to present the results we have already achieved at the welding of Dual Phase Steels. The results of our experiments prove that these materials can be welded without any grain growing with Resistance Spot Welding.

Pór Gábor – Agócs Mihály – Kocsó Endre – Palotás Béla – Trampus Péter
Developing 3D Scanning Ultrasound Imaging System 43
Hardware of our system is built of commercial ultrasound transducers, signal processing and mechatronics devices. Scanning is carried out using ISEL step motors. Applying a focusing ultrasound immersion transducer and 0.1 mm steps in scanning enables us a resolution up to 0.1mm in detection of details. Important part of our system is the 3D moveable model programmed in LABVIEW, which enables us to display a turnable realistic tomographic picture. Testing our system on commercial testblocks and homemade calibrators we found it very reliable, while it was much cheaper than any similar system. Besides those tests we demonstrate its capability to find holes in resin of electronics and slicing encapsulated electronics applied in automotive industry. Finally detailed investigation of spot welding with an accuracy of 0.1mm became also possible.

Lukácsi István
Steelmaking is 60 years old in Dunaújváros 60
On the occasion of the 60-year anniversary of steelmaking in the ISD DUNAFERR Danube Ironworks we have summarized such a retrospection without the pretence of completeness trying to present the history of the Steelworks, including the most important technical indexes and technical-technological developments.

Beszélgetés dr. Verő Balázssal, az MTA doktorával

Március 15-e alkalmából Magyarország köztársasági elnöke dr. Verő Balázsnak, az MTA doktorának, a Dunai Vasmű Főiskola Műszaki Intézet egyetemi tanárának, 18 éven keresztül lapunk volt felelős szerkesztőjének iskolateremtő oktatói tevékenységéért, eredményes kutatómunkájáért és a műszaki tudományos projektek szervezésében és vezetésében szerzett érdemeiért a Magyar Érdemrend tisztikeresztjét adományozta, amit ünnepélyes keretek között az MTA elnöke adott át. Szerkesztőségünk megbízásából dr. Lengyel Károly beszélgetett a kitüntetettel.

L.K.: Olvasóink, de a magyar kohász társadalom tagjai nevében is szívből gratulálok a kitüntetésedhez. A valahai Vaskut egyik épületében, a Bay Zoltán Alkalmazott Kutatási Közhasznú Nonprofit Kft. egyik kutatói szobájában beszélgettünk. Ismerős Neked a hely, hiszen 1967-ben itt kezdted a pályafutásodat, sőt édesapád volt az igazgató. Mesélnél ezekről az évekről?

V.B.: Jó tanuló lévén, én igazából vegyész szerettem volna lenni, a kémia iránt érdeklődtem. A középiskolai évek után mehettem volna Veszprémbe, de én inkább a miskolci Nehézipari Műszaki Egyetemet választottam, oda volt ismeretségem. Miskolcon is jól tanultam, népköztársasági ösztöndíjam volt, sőt a Fémkutatnak is társadalmi ösztöndíjasa voltam. A végzés után úgy kerültem a Vaskutba, hogy édesapám, úgy tudom dr. Fuchs Erik ösztönzésére, megállapodott dr. Gillemot Lászlóval, a Fémkut igazgatójával, hogy cseréljünk László fiával, akinek pedig a Vaskutban volt ösztöndíja. Egyébként édesapám nem közvetlenül, hanem a példájával nevelt bennünket, emlékeim szerint munka után szinte mindig a soron következő könyvével vagy előadásaival foglalkozott.

Az ilyen munka, elfoglaltság tetszett nekem, biztosan ez is közrejátszott a pályaválasztásomban.

L.K.: A '70-es években a Vaskut Fémteni Osztályának kollektívája, ahol Te is dolgoztál, nagyon jó képességű, jól menedzselte fiatalokból állt. Érdekes témákkal foglalkoztatott, kiterjedt hazai és nemzetközi kapcsolatrendszeretek volt. Ebből az időszakból mire vagy büszke?

V.B.: Valóban igaz, hogy a nyolcvanas évek elejére közép-európai mércével mérve is korszerű, jól felszerelt, élenjáró kutatóhely lett a Fémteni Osztály. Ehhez azonban kellett az a fiatal kutatók is, akik elmélyült munkájukkal egy-egy kutatási terület reprezentánsai voltak. Köszönhető ez mindenekelőtt dr. Fuchs Eriknek, aki minden téren sokat tett az eredményekért. De köszönhető annak is, s ez hihetetlen előnye volt az intézetnek, hogy kerítésen belül szinte minden kérdésre meg lehetett találni a választ, hiszen a kohászat, a gépészet és az anyagvizsgálat területén tevékenykedő mintegy tíz tudományos osztály munkatársai komoly szellemi potenciált képeztek, s közöttük biztosan meg lehetett találni azt, aki az ember segítségére sietett. Ha az embernek jó ötlete, szorgalma és kellő ambíciója volt, sok mindent el lehetett érni. Hogy mire lehetek büszke? Talán arra a műszerfejlesztési tevékenységemre, ami a '70-es évek első felére esett. 1969–70-ben kijöttünk az első képelemző berendezéssel, a VIDIMET 1-gyel, majd ennek továbbfejlesztett változataival. A '80-as évek közepéig sokat eladott belőle az Intézet hazai és külföldi piacokon. A másik hasonló siker az SDT lemezalakíthatóság-vizsgáló berendezés volt. Ezeket a fejlesztéseket nyilván nem egyedül, hanem munkatársaimmal együtt csináltam, többek között Eördögh Imrével, dr. Réti Tamással, Clement Andorral.



Lényegében ekkor kezdtem el foglalkozni, elsősorban a Dunai Vasmű jóvoltából, a lágyacélok folyáshatár-csökkentésével kapcsolatos jelenségekkel, és kandidátusi dolgozatomban témájával, az átalakuló acélok ausztenitjének sokkristályos állapotával. A kandidátusi értekezésem sok vizsgálatát az osztályunkon levő Zeiss-gyártmányú, akkor modernnek számító emissziós elektronmikroszkóppal végeztem. Az ekkori kutatásaim szemcsehatár-energiával, szemcsehatár-szerkezetekkel kapcsolatos eredményei jó alapot szolgáltatottak későbbi munkáimhoz, amelynek során elsősorban az ultrafinom- vagy nanoszemcsés anyagokkal foglalkoztam és foglalkozom ma is. Érdekes, hogy ezt már a kilencvenes évek elején, mint művelendő témát felvettem, de csak jó 10-15 évvel később érett meg az idő arra, hogy foglalkozhatok is vele.

Büszke vagyok még arra a célprogram keretében végzett munkára is, amelynek során az egy rétegben zománcozott melegvíztároló anyagának fejlesztésével foglalkoztunk. Ez olyan értelemben komplex munka volt, hogy az acéllemez anyagának fejlesztésében a Dunai Vasművel, a zománc alapanyagának fejlesztésében az Üvegipari Kutató Intézettel dolgoztunk együtt. Az üzemi kísérletek pedig a Hajdúsági Iparművekben folytak. Az általunk kidolgozott technológiával gyártott zománcozott melegvíztárolók a legszigorúbb vizsgálatokon is megfelelték. Ebben a munkában dr. Fauszt Anna volt segítségemre.

L.K.: A '90-es évek elején nehéz időszak következett a Vaskut, ekkor már Vasipari Kutató és Fejlesztő Vállalat átalakulásával, gyakorlatilag megszűnésével. Hogy emlékszel ezekre az időkre?

V.B.: Így visszaemlékezve talán 1993-ra tehető a Vaskut megszűnése, akkor éppen abban a megtiszteltetésben volt részem, hogy engem választottak a vállalati tanács elnökének. Hogy miért következett be? Ennek biztosan számos okát fel lehetne sorolni a személyi ellentétektől kezdve az ország politikai és gazdasági helyzetéig, de talán a legnyomósabb az a központi elhatározás volt, amelynek során az összes ilyen intézményt megszüntették. Nekem meggyőződésem, tekintettel a még meglévő szellemi állományra és műszerparkra, hogy egy átalakított, karcsúsított, más struktúrában dolgozó, továbbra is vasipari kutatásokkal foglalkozó szervezetnek lett volna létjogosultsága, ahogy több környező ország példája is mutatja, de nálunk nem így történt. Igen nagy veszteség érte a szakmát. Személy szerint nekem csak annyit sikerült elérnem *dr. Michelberger Pálnál*, a Budapesti Műszaki Egyetem akkori rektoránál, hogy a Fémtani Osztály műszerparkját fogadja be az egyetem, ne kerüljön ebek harmincadjára.

L.K.: Hogy született a Bay Zoltán Alapítvány? Te hogy kerültél oda?

V.B.: 1993-ban született egy kormánydöntés, hogy a kutatóintézeti hálózat pótlására létre kell hozni a Bay Zoltán Alkalmazott Kutatási Alapítványt. Az ötlet *Pungor Ernő* akadémikustól származik, aki akkor az OMFB elnöke és az Antall-kormányban a kutatásért és fejlesztésért felelős tárca nélküli miniszter volt.

Kiválasztottak 12 embert, akik egy hónapig tanulmányozták a német Fraunhofer Intézetek hálózatát, amit példának tekintettek az alapítók. Valószínű ez a 12 ember volt az, akiknek a tanulmányúti tapasztalatai, elképzelései, ötletei alapján épült ki az a kutatóintézeti hálózat, amelynek az alapításkor három, ma hat intézménye van, köztük az, ahol jelenleg is vagyunk, a Bay Zoltán Anyagtudományi és Technológiai Intézet (BAYATI).

Én nem voltam tagja ennek a társaságnak, nem is reméltem, hogy az alapít-

ványnál fogok dolgozni, ekkor én még Vaskutas voltam. Egyszer csak kaptam egy fülest, hogy pályázatot írtak ki a BAYATI igazgatói állására, s nekem is el kellene indulni. Egy hetem volt, beadtam a pályázatom, de az első körben nem volt eredményhirdetés. Indultam a második körben is, jó volt a pályázatom, csak közbevetőleg mondom, hogy annak jelentős része megjelent a lapban, a meghallgatáson is megdicsérték, de nem én nyertem. Végül úgy alakult, hogy *Gyulai József* akadémikus lett az igazgató, és meghívására *dr. Buza Gáborral* és *dr. Takács Sándoméval* hármasban a BAYATI alapító munkatársai lettünk. Szeptember 30-án még Vaskutas, október 1-jén már BAYATI-s voltam úgy, hogy gyakorlatilag ugyanabban az épületben maradtam.

Kezdetben azt folytattam, amit a Vaskutban is csináltam, főként hazai pályázatokon vettünk részt és ipari megbízásokat teljesítettünk. Nagydoktorimat 1994-ben a zománcozhatóság témájában írtam, s talán nem hat dicsekvésnek, de tudtommal ma is úgy gyártják az ISD Dunai Vasműben a zománcozható finomlemezeket, ahogy mi kidolgoztuk és javasoltuk a technológiát.

Több fontos kutatási területről szeretnék még szólni, többek között a lézertechnikai kutatásokról és a *dr. Réger Mihállyal* közösen végzett, az acélok folyamatos öntésével foglalkozó munkáról, amiket vállalati és európai uniós projektek keretében végeztünk. Dunaújvárosban most is az általunk javasolt paraméterekkel működtetik a folyamatos öntőművet.

A BAYATI-ban a kettős vagy duális fázisú (DP-) és a többfázisú vagy TRIP-acélok kutatása is a kiemelt feladatok közé tartozott, mert a jármű- és építőipar egyre jobb minőségű acéltermékeket vár el a gyártóktól. Biztosnak látszik, hogy kommersz acélminőségek gyártásával hosszú távon nem lehet megmaradni a piacon, ezért segíteni és támogatni kell minden olyan törekvést, ami a nagyobb hozzáadott értékű termékek felé tolja el a gyártást. Jó példa erre az a lépésről-lépésre megvalósított dunaújvárosi technológiai fejlesztés, amelynek eredményeként megvalósult az alumíniummal csillapított mélyhúzólemezek gyártása.

L.K.: Beszélgetésünk elején említett, hogy 47 éve foglalkozol

kutatási-fejlesztési tevékenységgel. Hogy látod a műszaki fejlesztés, az innováció helyét és szerepét a mai világban?

V.B.: Nehéz erre általánosságok nélkül válaszolni. Én két dolgot tartok fontosnak, az egyik az, hogy az embernek fel kell azt vállalnia, amit csinál. Ezen azt értem, hogy ha éppen nincs mit csinálnia, vagy jobb híján otthon van, foglalkozzon olyan dolgokkal, olvasson olyan cikkeket, tanulmányokat, könyveket, amelyekből ihletet, ötletet meríthet. Új dolog, innováció csak ötletek alapján alakulhat ki. Ellentmondása a dolognak, hogy ötlet viszont munka közben jöhet, hiszen csak a munka végzése során vetődhetnek fel új, megoldásra váró problémák. Ilyenkor jön a hogyan kérdése, amire választ csak az ötlet adhat. Az ötlet csak nagyon-nagyon ritkán jöhet magától. Kell hozzá egy tudásbázis, ami vagy az ember fejében, vagy ahogy manapság divik, számítógépének memóriájában van.

Az innovációban az államnak is fontos szerepe van. Stabilitást kell hogy biztosítson, s olyan szervezetet működtessen, amely szisztematikus munkával irányítja, koordinálja, jó értelemben véve befolyásolja, pl. pályázatok, támogatási célok és formák meghirdetésével az innovációban résztvevőket és az innováció befogadásában érdekelteket. A környezet éles váltásai hátrányosak az innovációra.

A másik fontos dolog a szakmai utánpótlás. Úgy látom, hogy hiányzik a középgeneráció, csak idősek és fiatalok vannak. Ennek oka, ha most csak a kutatás-fejlesztést nézem, a kutatóintézetek, kutatóhelyek megszüntetése. Nagyságrendi különbség van mondjuk a '70-es években és a ma foglalkoztatott műszaki értelmiség létszáma között. Baj az is, hogy az igazán tehetséges fiatalok szinte biztosan külföldre távoznak, s nem, vagy csak kevesen jönnek vissza. A kutatás-fejlesztés és innováció területén én a svéd modellt tartom követhető példának. Ők állami szinten jelölnek ki kutatási területeket, témákat, melyek művelésére létrehoznak kutatóintézeteket, amiket aztán az állam finanszíroz öt évig. Öt év alatt egyetlen feladatuk van, nemzetközi szintű tudományos eredményeket kell felmutatniuk, be kell kapcsolódnuk a világ tuda-

mányos vérkeringésébe. Olyan kutatási hálózatokhoz kell kapcsolódnunk, ahol sok pénz van, amiből már meg tudnak élni. Ha ez nem sikerül meggyőzően, kapnak még két évet, ha akkor sem, megszüntetik a szervezetet. Fontos megjegyezni, hogy a kutatási célok sokszor általánosak, de a végén feltétlenül kézzelfogható termékeknek kell megjeleníteni.

Ma már azt is jól látom, hogy az egyetemek, főiskolák mechanizmusa alkalmatlan az ilyen jellegű kutató-fejlesztő feladatok végzésére, mert lassúak, elsősorban az oktatási leterheltségük miatt. Az egyetemek elsősorban alapkutatásra hivatottak. Az a tapasztalatom, hogy a gyors megoldást igénylő, szolgáltatás jellegű kutató-fejlesztő feladatokat, bizonyos részesedés fejében, kiadják a tulajdonukban levő vállalkozásoknak.

Szeretnék még egy fontos dolgot megemlíteni a következő időszak, a 2020-ig terjedő hét év fő kutatási-fejlesztési irányiról. Ezekről sok anyag áll rendelkezésre, amiből kiderül, hogy az EU illetékes szervei hét fő irányt támogatnak, s ebben a vas- és acélipar nem szerepel, nem kap prioritást. Gondolkodnunk kell azon, hogy ezek után milyen forrásokat tudunk aktivizálni.

L.K.: Térjünk át más témára, most mivel foglalkozol?

V.B.: A BAYATI-ban főtanácsos vagyok, a kutatási feladatok megoldásában közvetlenül már nem nagyon veszek részt. Fő feladatam a fiatalok munkáját segíteni, EU-s projektekben való részvételhez ötleteket adni, s partnereket szerezni. Emellett szívügyemnek tekintem a PhD-sek segítségét, az utóbbi két-három évben volt vagy öt fiatal, aki eredménnyel védte meg értekezését. A másik fontos feladatam az Akadémia tevékenységében való részvétel, ami a különböző bizottságokban vállalt tevékenységekben való részvételtől pályázati anyagok kidolgozásáig, bírálatáig terjed. Azt is megemlíthetem, hogy vagy 20 év óta tagja vagyok a BME Gépész-mérnöki Kar doktori tanácsának.

L.K.: Az életedben fontos volt az ismeretek átadása, az oktatás. A kitüntetésed indoklásában is hangsúlyosan szerepel.

V.B.: Az oktatás az 1990-es évek közepe óta jelent számomra rendszeres elfoglaltságot, amikor a BME-n óraadóként átvettem *dr. Káldor Mihály* professzor előadásait. Misi bácsi a miskolci évek után felköltözött Pestre, elsősorban azért, hogy tragikusan elhunyt lányának sírját rendszeresen látogathassa. Sokszor kezdte a napjait a temetőben, s utána járt be oktatni. Először csak helyettesítésre kért, majd úgy döntött, hogy átadja nekem a tárgyat. Vagy tíz évig jegyeztem a tárgyat, míg le nem mentem Dunaújvárosba.

L.K.: Ez miért történt?

V.B.: Ennek egy furcsa előzménye van. Az történt, hogy 2005-ben kormányzati forrásból 1,8 Mrd forint támogatáshoz jutott az alapítvány műszerek beszerzésére. Én azt gondoltam, hogy ebből jut majd a teljesen amortizálódott berendezéseink cseréjére, de nem ez történt. Létrehoztak három új intézetet, s azokat műszerezték fel, nem törődve azzal, hogy az Intézetünk műszereinek korszerűségi szintje már nem tett lehetővé komoly kutatásokat. Igazából akkor keseredtem el, amikor nem támogatta senki azt az ötletemet, hogy pályázati pénzekből szerezzünk be egy amerikai gyártmányú termomechanikus szimulátort.

Ekkortájt találkoztam *dr. Zsámbók Dénessel*, aki akkor a Vasmű kutatási feladataival foglalkozott. Kérdezte, hogy van-e valami ötletem olyan korszerű, az országban egyedülálló, a vas- és acéliparban jól használható berendezésre, amit jól tudnának használni. Előálltam a termikus szimulátor ötletével, amit nagy örömmre be is szereztek, de az egy általam ismeretlen konstrukció szerint a Dunaújvárosi Főiskolára került.

A főiskolán volt egy regionális tudásközpont, TIOP beruházások folytak, majd 2009-ben és 2012-ben olyan TÁMOP-projektek sikerült elnyerni, az utóbbi 700 millió Ft értékű, amelyek kidolgozásában igen nagy hasznát vettük, vesszük a berendezésnek. Így kerültem én Dunaújvárosba, s ma is jelentős energiáimat köti le a projektekben végzett munka.

Az első TÁMOP-projekt megleghengerléssel kapcsolatos feladatokat tartalmazott, aminek része volt egy fizikai és matematikai szimulációt tartalmazó

rész, amiben én csak érintőlegesen vettem részt. A második projekt ultrafinom- vagy nanoszemcsés tömbi anyagoknak a fejlesztésével, intenzív képlékenyalakítással, ill. más szilárdságnövelő mechanizmusokkal foglalkozott. Olyan anyagállapotokat vizsgálunk, amilyen eddig még nem nagyon volt, s egyben vizsgáljuk ezek teljesítőképességét is, ami nagyon fontos a lehetséges alkalmazásuk szempontjából is. A másik nagy terület azoknak az eljárásoknak a vizsgálata, elsősorban acéloknaál, amelyekkel a ferrit szemcsemérete 1 µm alá csökkenthető. Ez két vonulatot jelent, egyrészt a megleghengerlés hatásának, másrészt a hőkezelési eljárásoknak a vizsgálatát. A kutatás elsősorban arra koncentrálódik, hogy a ferrit-auszténit mezőben végzett képlékenyalakítással mit lehet elérni. A vizsgálatoknak van egy leágazása is, amely a sajtolás közben edződő PH (press hardening) -acélokra vonatkozik, s amely ma a járműipar egyik slágertémája. Elsősorban a vázelemekre kell gondolni, amelyeknek 2000 MPa-os igénybevételnek is ellent kell állniuk. Olyan acélokra, amelyek 0,2% karbon-tartalmuk ellenére martenzites, pontosabban léces martenzites állapotban vannak. Az a radikális tömegcsökkenés, amely az utóbbi időben a modern gépkocsiknál bekövetkezett, e nélkül az acélminőség használata nélkül nem lett volna elképzelhető. A projekt tizenegy témája közül nyolc tartozott hozzám, ennek kapcsán 35-40 ember feladatát kellett koordinálnom.

Mellette egyetemi tanárként jegyeztem a Műszaki anyagtudomány I.-II. és az Anyagvizsgálat tárgyakat. Oktattam szilárdtest fizikát is, de teljesen reménytelennek tűnt akárcsak kis eredményt is elérni, úgyhogy abba is hagytuk ennek a tárgynak az oktatását.

L.K.: Tapasztalsz-e versenyt az öntött és a sajtolat, hegesztett alkatrészek között?

V.B.: Biztosan van, de azért arra kell gondolni, hogy ezek a PH-acélminőségéből készült szerkezetek 1–1,5 mm vastagságúak, ezért kétkedem, hogy a belőlük készült alkatrészeknek az öntött alkatrészek versenytársai lennének. A súllyesztékes kovácsdarabok egy része viszont bizonyára helyettesíthető lesz.

L.K.: Visszatérve az oktatásra, hogyan látod a műszaki tárgyak, a műszaki anyagtudományi tárgyak közép- és felsőfokú oktatásának a helyzetét?

V.B.: Ennek illusztrálására engedj meg egy példát! Biztosan tudod Te is, hogy pl. a harmincas-negyvenes években viszonylag kevés hallgató volt, de ahogy a közelmúltban az egyesületi levelező listán is megjelent fénykép bizonyítja, jelentős volt az oktatók száma, akik között bizony négy-öt olyan személy is szerepel, aki már akadémikus volt, vagy az lett. Ezzel azt akarom mondani, hogy az oktatás színvonala elsősorban az oktatókon múlik. Azon múlik, hogy találunk-e olyan embereket, akik akarnak és tudnak is oktatni, s ha már egyszer találtunk, akkor a társadalom vagy az éppen aktuális hatalom meg tudja-e fizetni a teljesítményüket. Az eredményes oktatás bármely szinten kvalitásos tanárok nélkül elképzelhetetlen.

L.K.: Mi a véleményed a bolognai rendszerről, az MSc, BSc megosztásról?

V.B.: Nem tartom szerencsés dolognak, gyakorlatilag ránk erőltették. A BSc esetében a korábbi öt év anyagát bepesszírozták három vagy három és fél évbe, amit a diákok, különösen a mostanság tapasztalt előképzettséggel, nehezen és elég felszínesen sajátítanak el. Ráadásul az is felvetődik, mit tanítsunk az MSc-n? Lehet, hogy a rendszer megérett a változtatásra.

L.K.: A beszélgetés vége felé szeretnék az Egyesületről is beszélgetni Veled. Majd 20 évig voltál a BKL Kohászat felelős szerkesztője, ez alatt az idő alatt kívül-belül megújult a lap. Nehéz munka volt?

V.B.: *Dr. Pilissy Lajostól* vettem át a szerkesztőséget, aki figyelmeztetett, hogy „...egy éven belül infarktust fogsz kapni!” A lappal kapcsolatban bennem a következő dolgok maradtak meg. Először is igen nagy megtiszteltetésnek éreztem a megbízást, elsősorban azért, mert a Lajos bácsi előtti felelős szerkesztőt, *Óvári Antalt* nagyon jól ismertem és tiszteltem, sokat dolgoztam vele együtt. Láttam, hogy mennyire fontosnak tartja a lapot, milyen gon-

dosan szerkeszti. Láttam azt is, hogy milyen nehéz egy-egy ciklusra jó szerkesztői gárdát toborozni.

Az első három-négy évben igyekeztünk megtartani a lap arculatát, amit a Delta Szaklapkiadó Vállalat adott ki. Arra törekedtem, éppen *Óvári Tóni* bácsi rossz tapasztalatai alapján, hogy csak olyan kollégákat kérjek fel a szerkesztőség munkájában való részvételre, akik eljárnak a szerkesztőségi ülésekre. Büszke vagyok arra, hogy több mai szerkesztőségi tag már az általam felkért bizottságnak is tagja volt.

Felelős szerkesztői munkám első szakasza addig tartott, míg az említett lapkiadó vállalat dolgozott. Amikor megszűnt, ott álltunk kiadó és nyomda nélkül, s látható volt, hogy az egyesületnek nincs elképzelése a hogyan továbbról.

L.K.: Igen, ez valóban így volt. Olyan időszak volt ez az Egyesület életében, amikor oly mértékben lecsökkentek a vállalati támogatások, hogy az Egyesület léte volt a tét, s nem nagyon foglalkoztunk a lapok helyzetével.

V.B.: Igen, ez így volt, légüres térben éreztük magunkat. A megoldást végül is az hozta, hogy *Boglárka* lányom érettségi után elkerült egy olyan vonalra, ahol megtanulta a számítógépes szerkesztést, akkortájt ezt fényszedésnek nevezték, s a végén már tördelőszerkesztőként dolgozott. Látna a gondjaimat ő vetette fel, hogy a lap tördelését meg tudná csinálni. Fontosnak tartom megjegyezni, hogy ez az időszak egybeesett a Vaskut felszámolásával, s én is elég bizonytalan helyzetben éreztem magam.

Ebben a helyzetben kerültünk kapcsolatba a Paramédia Kft.-vel, amely néhány fős cég volt, de volt egy olyan számítógépük, ami egyébként akkor nagyon drága volt, amellyel a nyomdai előkészítő munkákat meg lehetett csinálni. Végül úgy alakult a helyzet, hogy évi kétmillió forintért elvállaltuk a lap elkészítését. Meghatározó szerepe volt ebben *dr. Fauszt Annának*, aki nélkül nem vállalkoztam volna a feladatra.

Talán az önálló Öntöde megszűnésével kapcsolatban merült fel szerkesztőbizottsági ülésen egy új arculat kidolgozása. Egyébként a *dr. Prohászka János* vezette szerkesztőbizottság főként stratégiai kérdésekkel, míg a szerkesztőség

a lapszerkesztés konkrét feladataival foglalkozott. Így történt az, hogy megállapodtunk a Vaskohászat, a Fémkohászat, az Öntészet és a Jövők anyagai és technológiái, valamint az Egyesületi hírmondó rovatok létrehozásában. Változott a címlap is, ami teljesen új forma volt a régihez képest.

Sikerült egy nagyon jó szerkesztőséget összehozni, amelynek tagjai szinte baráti társaságot alkottak. Ügyeltem arra, hogy minden ülésen legyen egy üveg bor, s egy üveg sör *dr. Klug Ottónak*, aki nem szerette a bort. Jó hangulatban és sokat dolgoztunk, míg a 2000-es évek elején egyszer csak azt vettem észre, hogy rohamosan romlik a látásom. A vizsgálat eredménye nem volt kedvező, s nekem döntenem kellett a hogyan továbbról. Felmerült, hogy visszaadom a megbízatásom, de végül a szerkesztőség úgy döntött, hogy az eredeti felállásban csináljuk tovább. Ehhez viszont az kellett, hogy *dr. Fauszt Anna* és *dr. Dobránszky János* átvegye operatív feladataim egy részét. Úgy hiszem, ez semmilyen változást nem hozott a lap színvonalában. Ami a végén rossz szájját hagyott bennem, de a szerkesztőség tagjaiban is, a befejezés, méltatlan volt mind az Egyesülethez, mind hozzánk. Kulturáltabban is be lehetett volna fejezni az együttműködést.

Hogy mit hoz a jövő, nehéz megmondani. Minden bizonnyal terjedni fog az elektronikus kivitelt olvasók száma, de én azt tanácsolom, hogy a papíralapú megjelenés soha ne szűnjön meg. Legyen ötven-száz olyan példány, amit időtálló papírra nyomtatatt az Egyesület, s amit megküldünk a fontosabb könyvtáraknak, archívumoknak. Aki belegondol abba, hogy hogyan működik az internet, igazat ad nekem. Javaslom továbbá, hogy Egyesületünk pályázza meg a Nemzeti Örökség címet.

L.K.: A beszélgetés végén azt kérdezem, mire biztatsz a jövő generációját?

V.B.: Elsősorban arra, hogy amíg fiatal, feltétlenül tanuljon nyelveket! Másodszorban arra, hogy tanulják meg a modern kommunikációs technikákat, mert e nélkül nem fognak megélni. Harmadszorban arra, legyenek nyitottak a világra! Ez a kettő szorosan összefügg. Legyenek közösségi emberek! Egyre

nyilvánvalóbb, hogy egyénileg nem lehet érvényesülni. Kisebbik lányomtól, Barbarától tudom, aki humánpolitikai karriert futott be a Nestlé-nél, hogy az IQ mellett ugyanolyan fontos az EQ, az érzelmi képesség, vagyis hogyan vagyok képes a partnerem gondolatvilágára ráhangolódni, együtt dolgozni vele, segíteni neki. Magyarország ebben bizony le van maradva. Fontos, hogy azok a fiatalok, akik kutatással szeretnének foglalkozni, nagyon alapos, masszív tudásbázist szerezzenek. Tanuljanak meg két-három

kézikönyvet, de úgy, hogy abban minden betűt ismerjenek. Az feltétlenül szükséges, hogy az embernek legyen egy összképe arról a területről, amivel foglalkozik. S csak utána tájékozódjanak a világban, hogy hol és milyen megoldásra váró problémák vannak. Mi az a kicsi terület, ahol a siker reménye adott. Ennek megválasztása rizikóval jár, sokszor szerencse kérdése. Fontos, hogy aki kutatással foglalkozik, legyen naprakész. Azt szoktam mondani a PhD-seknek, nem fogadom el azt az irodalmi összefoglalót, amiben a

tegnapi közleményekre nincs hivatkozás. Mert azt megismételni, ami már megtörtént, amit már kitaláltak, nem szabad. Az újdonságot kell keresni és felismerni. De ez nem megy tudásbázis nélkül, ami azt is feltételezi, hogy egy kutatónak tíz év gyakorlat után gondolkodás nélkül el kell tudni vállalnia egy egyetemi óra megtartását. Egyben biztos vagyok, a jövő generációjának is lesz mit kutatnia, lesz mit csinálnia.

L.K.: Köszönöm a beszélgetést!

25 éves a FÉMALK Zrt.

Beszélgetés dr. Sándor József tulajdonos-vezérigazgatóval és a menedzsment három tagjával

2014. július 15-én mintegy kétszáz hazai és külföldi meghívott vett részt a FÉMALK Zrt. új telephelyének avatásán a Dunavarsányi Ipari Parkban. A dátum kiválasztása nem véletlen, napra pontosan 25 évvel korábban alakult meg a vállalkozás, amely napjainkra a magyar öntőipar egyik reprezentánsa, a legnagyobb magyar tulajdonban levő nyomásos öntőde lett.

Olvasóink az elmúlt évek során több alkalommal lapunk hasábjain is nyomon követhették a vállalat fejlődését, a következetes technológiai fejlesztés megalapozta üzleti sikereit csakúgy, mint tulajdonosának, dr. Sándor Józsefnek személyes sikereit, elismeréseit.

Szerkesztőségünk felkérésére dr. Lengyel Károly készített interjút a FÉMALK Zrt. néhány vezetőjével. A jó hangulatú, élvezetes beszélgetésen dr. Sándor József tulajdonos-vezérigazgatón kívül Szentés Zsolt cégve-

zető, Köteles Eduárd kereskedelmi vezető és dr. Rick Tamás, a kutatás-fejlesztés vezetője vett részt. A beszélgetés szerkesztett változatát alább közöljük.

S.J.: Az utóbbi néhány évben már a Szentés Zsolt által vezetett, az egyes területek vezetőiből álló menedzsment irányításával működik a kizárólag autóipari alkatrészeket gyártó cég, mégpedig ahogy a számok mutatják, egyre eredményesebben. A FÉMALK árbevétele ebben az évben meg fogja haladni a húszmilliárd forintot.

A cég operatív irányítását teljes önállósággal és felelősséggel a cégvezető által irányított menedzsmentre bízom, csak stratégiai kérdésekben veszek részt a döntéshozatalban, és természetesen gyakorolom a tulajdonosi és vezérigazgatói jogokat, már a törvényi előírás miatt is. Elhatározá-

somban az játszott döntő szerepet, hogy a cég stabil, eredményesen működik, biztos piaci háttérrel rendelkezik, és hosszú távú működése megköveteli azt a váltást, amit nevezhetünk életkori sajátosságnak is, már ami a korosztályomat illeti. Egy vezetőnek, bizonyos kor után, hátra kell lépnie, hogy a fejlődés dinamizmusa megmaradjon, s a cég megfeleljen az egyre újabb és újabb kihívásoknak. Szentés Zsolt a cég teljes körű vezetéséért felelős, a beszélgetésen résztvevő Köteles Eduárd a piac építéséért, a piaci trendek figyeléséért, a vevői kapcsolatok ápolásáért, míg dr. Rick Tamás elsősorban a termékfejlesztésért és a vevőkkel való műszaki kapcsolattartásért felel. Az elmúlt évek és a közeli, s talán a távolabbi jövő stratégiai döntéseit is velük és a menedzsment többi tagjával együttműködve, intuícióikra hallgatva hoztam, ill. hozom meg.



1. kép. Dr. Sándor József az üzemcsarnok-avatón



2. kép. Az új üzemcsarnok

L.K.: A jubileumi ünnepség és telephelyavató előadásán impozáns adatokat mutattál be a FÉMALK termelésének alakulásáról. Az utóbbi években olyan meredeken növekedett a termelések, ami az európai járműgyártás stabilnak mondható, havi 1,1-1,2 milliósra becsülhető kibocsátását figyelembe véve hosszú távon valószínűleg nem tartható. Ennek tükrében mire alapozzátok nagy ívű és tiszteletet parancsoló fejlődési elképzeléseiteket?

K.E.: A helyzet még ennél is bizonyultabb, az európai járműipar kapacitása, kibocsátó képessége lényegesen nagyobb a fenti számnál, ezért további autógyárak bezárására lehet számítani. Ezzel párhuzamosan több öntöde jelentett csődöt Nyugat-Európában, miközben érezhető kereslet van a talpon maradtaknál. Mi ezt a számunkra szerencsés állapotot használjuk ki azzal, hogy hasonló, esetenként jobb kondíciókkal vesszük át azoknak az öntvényeknek a gyártását, amelyekre vevőinknek továbbra is szükségük van.

SZ.ZS.: Az is a kezünkre játszott ill. játszik, hogy számos nyugat-európai öntöde portfólió-tisztítást hajtott végre, aminek eredményeként ugyancsak megrendelésekhez juthattunk azokban a gyártási szegmensekben, melyekben erősek vagyunk.

S.J.: Úgy is mondhatjuk, hogy eredményeink szerint az általunk megbízhatóan gyártható termékcsaládokból nagyobb részt leszünk képesek kiszakítani a gyakorlatilag állandónak mondható piaci lehetőségekből. Ezért bizakodhatunk abban, hogy terveink megvalósulnak. Egyébként a növekedésünket tízmillió euró/év abszolút értékben határoztuk meg, ami a cég növekedését figyelembe véve évről évre kisebb százalékos növekedést jelent.

SZ.ZS.: A közölt számadatokban és trendben azért is biztosak lehetünk, mert a következő öt évet viszonylag pontosan látjuk.

R.T.: Természetesen a szerencsén kívül más is közrejátszott abban, hogy az előbb körvonalazott, az

elmúlt időszak évi húsz százalékos termelésnövekedése bekövetkezett. Ez pedig az, hogy a FÉMALK technológiája, elsősorban a közelmúlt fejlesztéseinek eredményeként, alkalmas volt az új megrendelések fogadására. S nem szabad megfeledkeznünk a termelésről, amely képes volt befogadni és követni a fejlesztési eredményeket. A FÉMALK-nál a fejlesztés, és nem csupán a termékfejlesztés, hanem a gyártásfejlesztés is, kulcsszó lett. Ennek köszönhető, hogy a BMW néhány megbízását extrém rövid idő alatt voltunk képesek teljesíteni. Amikor megbizonyosodtak az eredményről, a kész mintaöntvényekről, kinyílt az a kapu, amelyen keresztül, képletesen szólva, áramlik hozzánk az újabb és újabb feladat. Közel is vannak, bíznak is bennünk, ami a gyümölcscső együttműködés alapja.

K.E.: 2009 novemberében volt ez a bravúr, ekkor kaptuk az első fejlesztési megbízásokat, s a következő év februárjában már be tudtuk mutatni a prototípusöntvényeket. A BMW-sek megemelték a kalapjukat, mert olyan kiszolgálásban volt részük, amire még álmukban sem gondoltak. Ezeket az alkatrészeket azóta is szériában gyártjuk, mégpedig nulla ppm-mel, gyakorlatilag vevői reklamáció nélkül. Talán ennek is köszönhető, hogy jelenleg három, ún. platformprojektet nyertünk el náluk, ami további 24-féle öntvény szállítását teszi lehetővé. Korábban öt, majd hét, jelenleg tízéves ciklusokban gondolkodik a BMW, ami azt jelenti, hogy velük kapcsolatban 2029-ig látunk előre.

L.K.: Mit jelent a platform?

R.T.: Nem azt, amire a szó jelentése alapján gondolunk. A platform egy moduláris építési mód, amelynek során meghatároztak néhány olyan csatlakozási pontot, amelyekhez bármilyen motorvariáns csatlakoztatni tudnak. A motorváltozat határozza meg azt az autótípust, amit meghatározott részegységekből legó módjára építenek fel. Ez a mi esetünkben például azt jelenti, hogy jöhet bármennyi új platformtípus, nálunk az adott öntvénynek csak a darabszáma változik.

L.K.: Adódik a kérdés, hogyan érint benneteket az EU Oroszországgal szemben bejelentett embargója annak tükrében, hogy Oroszország a prémiumkategóriás autók egyik jelentős felvevőpiaca?

S.J.: Lehet, hogy ez szerepel a hírekben, de ez koránt sincs így. Azoknak az autóknak, amelyekhez mi alkatrészeket szállítunk, ma még nem igazán piaca Oroszország. Mi emiatt nem aggódunk.

L.K.: Beszélgetésünk apropója mégiscsak az új beruházás, beszél-nétek erről egy kicsit bővebben?

SZ.ZS.: Az épületet és az épületgépészeti egységeket a beruházó átadta. A technológiai berendezések telepítése folyamatos lesz, jelenleg két öntőcella már üzemel, az öntvénygyártás mellett teszteljük velük az épületgépészetet is. Egy további öntőcella telepítése folyik, amely november végén szintén termelni fog. Ezek telepítése kapacitásbővítést jelent. Úgy tervezzük, hogy még két további, ebben az évben vásárolt, de kapacitásproblémák miatt a csepeli üzemünkben már beüzemelt és ott jelentős zsúfoltságot okozó öntőcellát a következő év elején szintén áttelepítünk.

S.J.: Terveink szerint a beruházás első ütemében, 2018 végéig húsz gyártócellát telepítünk, ezzel közel megduplázhathatnánk az elmúlt évi árbevételünket. Ez nyilván vevőink igényeitől függ, mi tulajdonképpen felkínáljuk ezt a kapacitást. Úgy gondoljuk, hogy terveink inkább egészséges optimizmust, mintsem hazardírozást jelentenek.

SZ.ZS.: Látva és ismerve a csepeli üzemünk jelenlegi zsúfoltságát, évek óta terveztük az új beruházást. A közelmúlt termelésfelfutása talán annak is köszönhető, hogy vevőinknek fel tudtunk mutatni egy jövőképet, egy olyan beruházás terveit, ami európai szintű a maga nemében. S ez a beruházás mintegy alátámasztja azt a technológiai fejlődési pályát, amit az utóbbi időben befutottunk. Felsőbb osztályba léptünk. Erre azért is szükség volt, mert láttuk, hogy egyre töb-

ben tudják azt gyártani, amit mi is tudunk. Persze a vevőink is kényszerítettek, egyre nehezebb és nehezebb feladatokat adtak, mondván: miért olyat akartok gyártani, amit mások is tudnak? Látták, hogy nem csak technológiai fejlesztéseket hajtunk végre, hanem előreléptünk a megmunkálásban, sőt a szerelésben is.

Hangsúlyozni szeretném, hogy nagyon fontos a termékfejlesztés. A vevőink elvárják, hogy vegyünk részt a fejlesztési munkájukban, vállaljunk át feladatokat, azzal együtt természetesen felelősséget is.

További előnyünk a saját szerszámüzem, amely figyelemre méltó kapacitással rendelkezik. S belépett szolgáltatásaink közé a tesztlaboratórium, amely különböző vizsgálatok elvégzésére alkalmas.

A végére hagytam, de nagyon fontos: a pénzügyi stabilitás. Sok partnerünk első kérdése, hogy az adott öntvényt meg tudjuk-e csinálni, majd a mérlegünk bemutatását kérik. Szeretnének biztosak lenni abban, hogy nem fenyegetik anyagi gondok a termelés folyamatosságát.

L.K.: Egy beruházással kapcsolatban talán legfontosabb dolog a finanszírozás. Jól emlékszem az előadásod azon mondatára, amikor az ott lévő bankosoknak mondtad: ajánlkózásuk ellenére sem vettek fel hitelt, a 67 000 m²-es terület vásárlását, a 14 000 m²-es csarnok építését és az épületgépészet telepítését saját erőből oldották meg. Úgy tudom, hogy tervezitek egy nagyobb összegű hitel felvételét, akkor hogy is van ez?

S.J.: Butaság lenne kihagyni a kínálatkozó lehetőséget. Az öntöcellák és a megmunkáló gépek finanszírozására kedvező kamatozása, EXIM-forrású hitelt vagy lízinget fogunk igénybe venni.

L.K.: Térjünk vissza egy kicsit az öntvények vagy alkatrészek tesztelésére. Honnét jött az ötlet, hogy ilyen szolgáltatást kínáljatok a vevőknek?

SZ.ZS.: Egyre több olyan termékünk van, amelyeknél a vevő igényli a fejlesztési folyamat során különféle terhelési tesztek elvégzését. Mi úgy terveztük, hogy ezt külső céggel

végeztetjük el. Kiderült, hogy olyan sokba kerülne és olyan hosszú ideig tartana, ami számunkra elfogadhatatlan. Úgy láttuk, hogy számunkra ezen a területen van egy piaci lehetőség. Szerencsénk is volt, mert K+F forrást is igénybe tudtunk venni az eszközök beszerzéséhez.

R.T.: Tulajdonképpen anyagvizsgálatról van szó. Törésig fásasztunk öntvényeket, s a vizsgálat eredményéből olyan anyagi tulajdonságokra kapunk adatokat, amelyeket később fel tudunk használni a termékfejlesztéseinkhez. A szabványos vizsgálatok eredményei, pl. szakítószilárdság, folyáshatár, már nem elegendők ahhoz, hogy versenyképes terméket tudjunk fejleszteni, majd gyártani. Kellenek a tervezéshez olyan bemeneti adatok is, amelyeket ezzel a tesztelési vizsgálattal nyerünk.

Az első BMW projektünkben még külső cég működött közre a tesztelésben, ami azért is jó volt, mert mint egy független cég bizonyította, az általunk tervezett konstrukció teljes mértékben kielégíti az elvárásokat, a BMW bízhat bennünk.

S.J.: A vizsgálatoknak van egy metallurgiai szála is, de csak olyan mértékben, hogy nem nyúltunk a szabványos ötvözetek összetételéhez, elsősorban az olvadék tisztítására fordítunk figyelmet. Igyekszünk a szabványos ötvözeteknek olyan anyagjellemzőit felderíteni, amit a hagyományos kémiai és mechanikai vizsgálatok nem tesznek lehetővé.

Tréfára fordítva a szót, a tesztelési vizsgálatokban találtuk meg az egyik „játékunkat”, ami a vállalkozást is segíti, s néhány munkatársunk alkotókedve is kiteljesedhet.

R.T.: Szeretnék egy mondat erejéig visszatérni a szerszámüzemre. A FÉMALK-ban megjelentek azok a bonyolult geometriájú öntvények, amelyek gyártásához a meglévő tudásunk nem volt elég, hozzá kellett tanulnunk ahhoz, hogy a már említett felsőbb szintre lépjünk. Ehhez természetesen a termelésnek és a szerszámüzemnek is meg kellett küzdeni az új kihívásokkal. Ma már a szerszámaink kivitelben és tartósságban sem vetődnek össze akár az öt évvel ezelőtti

készültekekkel. Ez azonban nem jelenti azt, hogy nincs még sok-sok tennivalónk ezen a területen!

A tesztlabor létrehozásáról még annyit, hogy az elnyert projektekből származó nagyszámú új öntvény vizsgálatához elengedhetetlen volt a létrehozatala. Egész egyszerűen nem fért volna bele a rendelkezésünkre álló időbe, hogy a külsős tesztek eredményeire várjunk, nem beszélve azok költségéről. Most fogjuk az öntvényt, feltesszük a gépre, tudjuk, hogy mit vizsgálunk, mi történik vele, s záros határidőn belül kezünkben van az az eredmény, amelynek alapján az esetleg szükséges változtatásokat meg tudjuk tervezni. Volt olyan vevőnk, amelyiknél az öntvény szériagyártása közben merült fel egy adott alkatrész nagyobb terhelhetőségének igénye. Rohamtempóban kellett ötvözetet váltani, hőkezelést beiktatni, s a tesztvizsgálattal bizonyítani, hogy az új technológiával gyártott öntvények megfelelnek. Ez csak a saját laboratóriumunk igénybevételével volt lehetséges. A tesztelési lehetőséggel, az elvégzett vizsgálatok piaci árát tekintve, a labor beruházása mára többszörösen megtérült.

L.K.: Egy korábbi beszélgetésünkön elhangzott, hogy a FÉMALK az öntvények bonyolultságát, minőségét, ár/érték arányát tekintve a középmezőnyhöz tartozik. Az itt elmondottakat hallva ezt túlhaladtátok.

S.J.: Azt természetesen ismerjük, hogy a vezető nyugat-európai öntödé milyen kiváló minőségű, mekkora méretű igénybevételnek ellenálló termékek gyártására képesek. Úgy gondolom, hogy méretünket, gyártókapacitásunkat és technológiánkat tekintve továbbra is a középmezőnyhöz tartozunk. Ha a szolgáltatásainkat nézem, inkább a felső harmadhoz, negyedhez tartozónak érzem magunkat. Ez nyilván meg fog majd látszani abban, hogy egyre bonyolultabb és nagyobb minőségi igényű termékek fognak megjelenni nálunk. Azt a termékminőséget azonban a technológiánkkal nyilván nem fogjuk elérni, amit pl. a Vacural, a vákuumos nyomásos öntés biztosít.

Joggal mondhatom tehát, hogy büszke vagyok arra a csapatra,

amely az elmúlt huszonöt év alatt itt összekovácsolódott, s ezt a teljesítményt elérte. Biztos vagyok abban, hogy még előbbre akarnak jutni, s ehhez én a magam részéről biztosítom a szabadságukat és támogatom a törekvéseiket. Szerencsére elég sok és eléggé megszállott ember van a cégnél, akiket a fejlődés letéteményeseinek tartok.

K.E.: Én szeretnék megemlíteni még egy fontos, versenyelőnyt jelentő dolgot, ez pedig a projektvezetés. Olyan rendszert alakítottunk ki, hogy mindegyik termékcsaládnak külön projektvezetője van. Fontos feladatuk a vevővel való állandó kapcsolattartás mellett, hogy egyrészt a technológiával, másrészt a termeléssel és a minőségbiztosítással is ők tartják a kapcsolatot az adott projekthez tartozó öntvények termelésének teljes fázisában.

L.K.: Olvastam a sajtóanyagokban, hogy az elkövetkezendő egymásfél évben az új termékeitek részaránya meghaladja a harminc százalékot. Ez legalább száz új terméket jelent, ami egy kívülállónak ijesztően nagy szám. Ehhez szerszámokat kell gyártani, öntő és megmunkáló kapacitást kell bővíteni, és még egy csomó feladatot el kell végezni. Igaz ez?

R.T.: Igaz! Eddigi tapasztalataink szerint az új termékek száma évente huszonöt és negyven között mozgott, tavaly azonban több mint hetven volt. Ez utóbbiak egy része még nincs termelésben, de már túljutottak a prototípus-vizsgálaton. Visszatérve a platform elvre, a BMW-nél ez azt jelenti, hogy mind a 39-féle, 2013-ban elnyert öntvény gyártására fel kell készülnünk akkorra, mire az első új típusú kocsit gyártásba kerül, függetlenül annak típusától. Ez a gyakorlatilag egyidejű, lökészerű felkészülés óriási terhelést jelent a cég minden részlegének.

S.J.: A szerszámüzem ezt a lökészerű terhelést nyilván csak kooperációban képes elviselni. Ilyen esetben a feladatok mintegy harmadát, a kevésbé igényes részeket kénytelenek vagyunk kooperációban elvégeztetni. Arra is van példa, hogy a teljes

szerszámot, elsősorban követő szerszámokról van szó, külsős céggel gyártatjuk.

SZ.ZS.: Sokat segített, hogy a szerszámkarbantartást és -javítást leválasztottuk a szerszámüzemről, az külön egységként az öntödéhez tartozik. A szerszámüzem csak új és követő szerszámokat gyárt, így jobban tervezhető és szervezhető az ott végzett munka.

L.K.: A szerszámgyártásban jelentek meg új szerszámanyagok, hőkezelési technológiák, amelyek alkalmazásával növelni lehet a tartósságot?

R.T.: Mindig vannak próbálkozások, úgy gondolom, hogy ami hasznosnak és hatékonynak bizonyult, az be is épült a gyártásba. De a szerszámelettartamot nem ez növelte látványosan, hanem a leválasztó anyagok, ill. felhordási módjának, hétköznapi nyelven a „kenésnek” a megváltoztatása. Ennek eredményeként a korábbiaknak akár háromszorosára is növekedhet a szerszámelettartam. Az előzőek bevezetésével a hőelvezetést nyilván hozzá kellett igazítani a megváltozott viszonyokhoz. A tapasztalat szerint az öntés nagyobb szerszámhőmérsékleten történik, mint amilyen szerszámhőmérséklet kialakult a hagyományos elválasztó anyagoknál és felvitelnél. Egyébként azért hívjuk ezt „minimálkenésnek”, mert az eddig deciliterben mérhető öntési ciklusonkénti felhasználás helyett milliliterben mérhető a kenőanyag-felhasználás. Vannak törekvések arra is, hogy a hagyományos vizes bázisú kenőanyag felvitelét is minimalizálják.

S.J.: Ahogy megy felettem az idő, egyre biztosabb vagyok abban, hogy a nyomásos öntőszerszám, és nem csupán annak élettartama, a gyártási folyamatban mindig is egy akut problémát fog jelenteni. Azt látom, hogy a termelékenységet, vagyis közvetve az öntvény árát és a minőséget döntő mértékben az öntőszerszám, annak „hadra foghatósága” határozza meg. A termelékenység, végső soron a termelés gazdaságossága szempontjából meghatározó, hogy mennyi ideig lehet folyamatosan dolgozni egy szerszámmal. A FÉMALK egyik verseny-

előnye talán abban van, hogy nagyon odafigyelünk a szerszámainkra, természetesen már a tervezéstől fogva. Odafigyelünk a beömlőrendszer kialakítására, de arra is, hogy bármilyen termelést akadályozó tényezőt, mint amilyen pl. a tapadás, az öntvény nehéz eltávolítása, ne adj isten a repedés, haladéktalanul kiküszöböljünk és kijavítsunk, mert nincs fontosabb a folyamatos használat biztosításánál. Ha egy szerszámmal meg kell állni, megbomlik a hőegyensúly, s szerencse kérdése, hogy az újrainduláskor hány öntvényt kell eldobni. Nem dicsekvésként mondom, de van olyan szerszámunk, amely kezdetben tagoltságánál, bonyolultságánál fogva csupán 40 000 lövést, vagyis öntési ciklust bírt ki. Kiváló munkatársaim különböző újításainak, a módosításoknak és az új technológiai megoldásoknak köszönhetően 160 000-nél tartunk. Persze vannak 300 000 lövést meghaladó szerszámaink is.

S.J.: A szerszámkérdésen kívül van még egy téma, ami kezdettől fogva foglalkoztat, ez pedig a nyomásos öntés szakember-ellátottsága. Mindig hangoztattam, most is mondom, a nyomásos öntészet teljesen más felkészültségű szakembereket igényel, mint más öntési módok.

Mindketten a Miskolci Egyetemről kerültünk ki, jól ismerjük az ottani dolgokat, a korabelieket és a maiakat is. Örömmel olvastam a NEMAK nagylelkű, nemes gesztusát az egyetemi oktatás támogatására, őszintén remélem, hogy mindkét fél részére eredményes lesz az elképzelés, s a NEMAK hozzájut a nála alkalmazott technológiát jól ismerő szakemberekhez. Bár kezdetben három nyomásos öntőde, közöttük mi is, még társul szegődött volna, de ebből a megállapodásból kimaradtak. Ennek ellenére úgy látjuk, hogy továbbra is érdekünk valamilyen formában a felsőfokú szakmai képzés támogatása. Most már joggal mondhatjuk, hogy nekünk pedig olyan szakemberekre van szükségünk, akiknek a tudása a mi elvárásainknak felel meg. Nyilván a vasfémekkel kapcsolatos tudnivalók oktatásához pedig más öntődék érdeke fűződik.

Addig azonban, míg nem látjuk, nem látják pontosan az ipar képviselői, hogy a Miskolci Egyetem mit akar

oktatni és főleg kivel akar oktatni, de fordítva is mondhatom: addig, míg az egyetem képviselőiben nem tudatosul, hogy mik az ipar elvárásai, mit szeretnénk, ha oktatnának, nem igazán áldozunk az oktatásra vagy nem Miskolcon áldozunk az oktatásra.

Az elvárásaink összeállítása után azonban még mindig megmarad a kérdés, az egyetem tudja-e biztosítani akár belülről, akár kívülről az ezzel a tudással felvértezett személyeket, akik a tudásukat képesek is átadni? Mert azt figyelembe kell venni, hogy az ember csak azt a tudást tudja átadni, amit kellő fokon elsajátított, amihez ért, amiben gyakorlatot szerzett, amit ténylegesen csinált, pl. üzemben. Megmondom őszintén, ezen a területen is hiányérzetünk van. Nem beszélve arról, hogy ezt a felállást végül be kell illeszteni az egyetem rendszerébe.

Összegezve, nekem kétségeim vannak az öntészeti irányultságú felsőoktatás jövőjét illetően. Egyszer már érzelmmentesen kellene végigbeszélni, hogy kell-e öntészeti felsőoktatás Magyarországon. Ha igen, milyen irányultságú, milyen mélységű legyen, mit oktassanak? Reménykeltő lehet, hogy a duális képzés lehetőségének megteremtése valamit javít a helyzeten.

L.K.: Javíthat, ha a vállalatok meg tudják teremteni a feltételeket, nevezetesen az oktatóhelyek kialakítását, bér biztosítását, feladatokkal való ellátást, a szakmai felügyeletet, adott esetben a szállást stb. Kíváncsi leszek, hányan jelentkeznek majd a duális képzésre, amikor kiderül, hogy két hétnél nem lesz hosszabb a nyári szünet.

S.J.: A vállalatok hozzáállásán egészen biztosan nem fog múlni. Azt sem hallgathatom el, hogy nekem a korabeli, főiskolai oktatási rendszer tetszett. Az a gyakorlatorientált hároméves képzés, amely azonnal hadra fogható fiatalokat bocsátott ki. Számos olyan munkatársam volt és van, akik Dunaújvárosban végeztek, s megállták helyüket.

R.T.: Én a német egyetemeket ismerem egy kicsit, ott az a gyakorlat, hogy egy tanszéket az iparból „visz-

szahívott” professzor vezethet. A másik jellemző az, hogy az egyetemi végzettségű, mélyebb tudást szerzett fiatalok elsősorban kutatás-fejlesztési területeken helyezkednek el. Nagyon sok a különböző projektekből megszerezhető pénz, aminek segítségével olyan kutatási feladatokat lehet végezni, olyan doktori disszertációkat lehet írni, amelyek haszna közvetlenül az iparban csapódik le. Nálunk nem egészen ez a helyzet. Sok helyen jellemző az akadémikusi gondolkodásmód, s nem becsülik eléggé azokat a kollégákat, akik az iparban már bizonyítottak.

L.K.: A beszélgetés vége felé azért még megkérdezem, hogy látjátok a nyomásos öntészet helyzetét a világban?

S.J.: Erre a kérdésre többféle választ lehet adni, lehet piaci, gazdasági és műszaki oldalról elemezni. Ott kezdem, hogy az elmúlt 10-15 évben voltak olyan fejlesztések, jelentek meg olyan anyagminőségek, amelyekről áttörést reméltek a szakemberek. Gondoljunk csak a magnéziumra vagy a vákuumos öntés alkalmazására. Nem igazán tudtak teret hódítani. Évekkel ezelőtt nagy reményeket fűztek a műanyag fröccsöntéshez, hogy az sok helyen kiválthatja az alumíniumot. Nem érett meg erre a helyzet.

Úgy gondolom, hogy a jövőben bővülő mennyiségben lesz szükség alumíniumra és nyomásos alumíniumöntvényre. Saját példáinkon is tudom bizonyítani, hogy milyen mértékű tömegcsökkentéseket lehet elérni a modern tervezőrendszerek alkalmazásával. Ami azt is eredményezi, hogy egyre nő a komplexitás, az öntvények bonyolultsága.

R.T.: A tömegcsökkentésnek olyan következményei is vannak, hogy az acélból készült alkatrészek helyett alumíniumból készületeket lehet használni. A nyomásos öntési technológia alkalmas arra, hogy egyre bonyolultabb, integrált alkatrészeket öntsünk, amelyek egy testben több funkciót is ellátnak. A termelékenység növelésével végső soron költségcsökkentést lehet elérni. Véleményem szerint az alumínium meg fog maradni, mint

gépépítő elem, s hogy a műanyag mit tud majd elhódítani tőle, az a jövő titka. Utóbbi ma még drága technológia, de térhódítására számítani kell annak ellenére, hogy az újrahasznosítása körülményesebb. További hátránya, hogy a lokális terhelhetősége kisebb, ami praktikusán azt jelenti, hogy például a felfogási helyeken acélperselyt kell a műanyag öntvénybe önteni.

L.K.: Mit jelent számotokra, egy jól menő vállalkozás számára a szponzoráció?

S.J.: Az ésszerű és célszerű támogatást mindig fontosnak tartottam és tartom ma is, különösen akkor, ha a cég helyzete ezt megengedi. Azt hiszem az ismert, hogy a BKL Kohászat évi négy önálló számának megjelentetéséhez a pénzügyi forrást évek óta mi biztosítjuk. Sokat köszönhetek az Egyesületnek, s úgy gondoltam, ha már tevőlegesen nem is vehetek részt a munkában, ez a támogatás bizonyítja az iránta való elkötelezettségemet.

Jelentős összeggel támogatjuk a Rákóczi Szövetséget, kisebb összeggel a helyi, a csepeli és a dunavarsányi sporteseményeket. Szívügyem szülőfalum, Erdőhorváti önkormányzatának, iskolájának, sportklubjának és református egyházának, valamint sárospataki intézmények, az ottani iskolám, a Sárospataki Református Kollégium Gimnáziuma és a Rákóczi-vár támogatása is.

Örömmel tölt el, hogy az erdőhorváti reformátusok új parókiájuk megépítésével bíztak meg. Elkészültével megvalósulhat, hogy a gyülekezetnek negyven év elteltével újra helyben lakó lelkipásztor legyen. Mert azt tartom, hogy ahogyan évszázadokon keresztül az egyházak voltak, úgy a jövőben is az egyházak lesznek az egyik legfontosabb közösségformáló erők. A közösségformálásra pedig ma nagyobb szükség van, mint bármikor volt.

L.K.: Köszönöm a beszélgetést, élvezettel vettem részt benne. Reményeim szerint az olvasó is élvezte, s képet kapott egy jól teljesítő, hatékonyan működő vállalkozás életéről, hétköznapijairól.

60 éves az acélgyártás Dunaújvárosban

Az ISD DUNAFERR Dunai Vasmű acélgyártásának 60 éves évfordulója alkalmából egy olyan visszatekintést állítottunk össze, amely a teljeség igénye nélkül megkísérli bemutatni az Acélmű történetét, beleértve a fontosabb műszaki gazdasági mutatókat és műszaki fejlesztéseket.

1. A vállalat alapításának előzményei

Már 1938-ban felmerült egy 180 kt/év kapacitású, Thomas konverteres acélgyártásra alapuló mű építése. 1944-ben Győrben meg is kezdődött az építkezés, de azt a bombázások miatt leállították. 1948 októberében iparügyi minisztériumi értekezlet határozott egy 400 kt/év kapacitású lemezgyártó vertikum építéséről, majd két hónap múlva megkezdődtek az építés előkészületei Mohácson. 1949. december 30-án Sebestyén János, a Nehézipari Beruházási Vállalat igazgatója kézjegyével látta el, hogy 280 kt/év lemez gyártására alkalmas kombinátot kell tervezni. A Jugoszláviával megromlott kapcsolatok következtében új telepítési helyként Duna-pentelét jelölték ki.

Az eredeti tervek szerint a Dunai Vasmű vertikumát két ütemben szándékozták megépíteni. Összesen 450 kt/év kapacitású, négy darab 125 t-ás fél-Venturi típusú martinkemence építését tartalmazta az első ütem. Elsőként a III-as kemence kezdte meg a termelést 1954. augusztus 20-án. A következő évek műszaki fejlesztései olyannyira sikeresek voltak, hogy a második ütembe tervezett további két kokszolóblokk, két kohó, valamint négy martinkemence megépítése elmaradhatott, 1970-ben ugyanis az Acélmű termelése meghaladta a 900 kt-át. A kezdetektől 2008-ig a kapacitások maximális kihasználása érdekében a szűk keresztmetszetek megszüntetése révén

a vállalat termelési egységei közötti összhang megteremtése volt a cél.

2. A Siemens–Martin acélgyártás és a kokillaöntés technológiájának fejlődése 1954–1992-ig

2.1. A kemencék építése és beüzemelése

Az 1954–1961 közötti első időszak az építés és a beüzemelés feladatainak megoldásával telt.

A szovjet GIPROMEZ tervezőiroda által készített vezértervek szerint négy 125 tonnás fél-Venturi típusú kohógáz-kamragáz keverékkel és kátrányolajjal fűthető kemencét kellett volna építeni. A kemencék betétje 75% nyersvas és 25% visszatérő hulladék. Az első kemence rossz üzemeltetési tapasztalatai miatt az 1954. november 3-án indult IV. sz. kemencét pakuratüzelésre építették, majd az 1956. április 26-án indított II. sz. és az 1960. május 27-én először csapoló I. sz. kemence már 55,5 m² fürdőfelületű, 150 tonnás Maerz típusú kemencének épült. A kedvező tapasztalatok alapján 1958-ban és 1960-ban Maerz-kemencévé alakították át a III. és IV. sz. kemencét is.

A kokszolómű beindulása (1956) után már állt rendelkezésre kamragáz, a nyersvaskeverő megépítése (1958) után pedig sokat javult a nyersvasellátás, s így 1959-re sikerült elérni a tervezett 14,4 t/h teljesítményt.

A kemenceépítéshez felhasznált tűzálló téglák minőségének javulása-

val nőtt a kemencetartósság. A fenékjavítás új technológiájának alkalmazásával a fenékjavítás miatt kiesett idő csökkent (1. kép). 1961-ben, az első teljes négykemencés üzemű évben a tervezettet meghaladó, 463 000 tonna volt az acéltermelés.

Már ezekben az években (1956-tól) folytak kísérletek a kokillában alumíniummal félig csillapított acélok gyártására (2. kép).

2.2. Az adagtömeg növelése, új acélminőségek bevezetése, öntéstechnológiai fejlesztések

Az 1961–65 közti évek legfőbb változtatása az adagtömeg látványos növelése 135 tonnáról 171 tonnára, melyet a saját tervezésű és gyártású, hegesztett oválüstök kialakítása, a nyersvasbeöntő és öntődaruk teherbírásának növelése tett lehetővé. A kemencék teljesítménynövelésének köszönhetően több mint 30%-kal nőtt a termelés, és ugrásszerűen csökkent az energiafelhasználás. 1965-ben a termelés megközelítette a 616 000 tonnát.

A teljesítményt fokozó és a minőséget javító fejlesztéseket generálta az 1960-ban beindult megleghengermű is.

Kifejlesztették a kokillában félig csillapított acélt. A módszerrel gyártott tuskónak a csillapítatlan acélokra jellemző tiszta kérge volt, az azt kísérő hólyagkoszorúval. A tuskó fejrészén kisszámú, nagytérfogató hólyagokból álló tuskófej alakult ki. A fejrész alatt a kántartalom nem haladta meg a csapolási érték 130%-át, így alkalmas volt egyemeleges hengerlésre.

Megkezdődött a kazánlemez és a növelt folyáshatárú (St52-3) acélgyártása. A csillapított acéloknál öntőpor adagolásával és a kokillák felső részébe helyezett hőszigetelő, ún. Norrit-lapok használatával sikerült elérni, hogy csak kisméretű és az öntecs fejrészében elhelyezkedő lunker képződjön, ezáltal ennél az öntési módnál sem volt akadálya az egyemelegről való hengerlésnek.

2.3. Átállás Maerz–Boelens-kemencékre

Az 1966-68 közti időszakban a

Lukácsi István okl. kohómérnök az NME Kohó- és Fémipari Főiskolai Karán 1988-ban diplomázott metallurgus üzemmérnökként. Az ezt követő három évben a NME KFFK Metallurgiai Tanszékén dolgozott főiskolai szakoktatóként. A Miskolci Egyetemen 1991-ben kohómérnöki diplomát szerzett. 1991-től a Dunaferr Acélműjében a FAM üzemnél, majd a Konverter üzemnél látott el fizikai állományú beosztásokat, később acélgyártóként, műszakos üzemvezetőként és üzemvezető-helyettesként tevékenykedett. 1996-tól az Acélmű technológiai vezetője volt, majd 1999-től 2001-ig minőségügyi vezető, később vezetőtechnológus munkakört töltött be. 2007-től gyárvezető-helyettes, termelésvezető.

Maerz-kemencék helyett 67,2 m² fűrdőfelületű, növelt regenerátor térfogatú Maerz–Boelens-kemencék épültek, és földgáz-kátrányolajtűzelésre térünk át. A fejlesztés ismét több mint 30%-os acéltermelés-növekedést eredményezett, az időszak végére a termelés meghaladta a 816 000 tonnát.

A Maerz–Boelens-kemence kialakítása révén a földgáztűzelésre való átállást időkiesés nélkül, egy-egy új kemence építését (a kemence vaszerkezetnek a kemencecsarnok végén történt egybeszerelése és három daruval a helyére illesztése módszerével) 20-30 nap alatt sikerült megoldani. Ez a kemence alkalmas volt arra, hogy a következő időszakban jó eredménnyel valósulhasson meg a gyártás oxigénes intenzifikálása.

2.4. Oxigénes intenzifikálás

1969-ben kezdődött a gyártás oxigénes intenzifikálása. A tűzfejbe a láng intenzifikálására 12-15 m³/t, a két boltozati lándzsán a fűrdő fűtatására 20-25 m³/t oxigént használtunk. A nagyobb porképződés miatt a regenerátorok eltömődésének elkerülésére módosították a rácsozatot, fokozni kellett a tűzállófalazat karbantartását, és sok üzemszervezési intézkedés is történt.

1973–74 – a folyamatos öntőmű gépeinek beüzemelése – után a



■ 1. kép. Kövelés a martinkemencénél



■ 2. kép. Kokillában kémiaiag féligcsillapított acél öntése

kemencék teljesítményét tovább lehetett fokozni. 1976–1980 között közelítettük az évi 1 200 000 tonnás acéltermelést.

2.5. Üstmetallurgiai berendezés telepítése

1979-ben a martinkemencék és a folyamatos öntőmű közé **telepítettük az első (a világon a 4.) ún. svédlánczát.**

2.6. A martinkemencék üzemelése a konverter indulása után

1981-től – a konverter üzembehelyezése után – **1992-ig** a martinkemencéket elsősorban azért kellett tovább üzemeltetni, mert a gyárban termelt nyersvas mennyisége kevés volt, 1986-ig évi egymillió tonna konverteracél betétigényét sem fedezte volna. A martinkemencék csökkentett, 380-400 kg/t (részben vásárolt) szilárd nyersvasbetéttel üzemeltek 10 éven át. Osztott lángú tüzelést valósítottunk meg úgy, hogy a boltozati lándzsákat földgáz-oxigén égőkkel alakítottuk, s így a tűzfejek téglabélésének túlhevülése nélkül nagyobb hőterhelést tarthattunk.

A martinkemencék végleges leállítását az 1990-es évek első felének gazdasági recessziója és az acélok minőségével szemben támasztott nagyobb követelmények tették szükségessé, s erre a lehetőséget a nyersvastermelés növekedése teremtette meg. Üzemelése alatt a négy kemence 24,6 Mt acélt csapolt.

A martinacélmű 20 éven át, 1961–1981 között a vállalat szűk keresztmetszete volt. A forszírozott üzemvitel azt is kiváltotta, hogy néhány mutató, például a tűzállótégla-felhasználás (15-20 kg/t) vagy a fémbetét (1150-1170 kg/t) kedvezőtlenül nagy volt, de jó volt a kapacitáskihasználás és az energiafelhasználás. A többlet acélnak a gyárban történő

kihengerlése pedig a kombinát eredményét növelte (1. ábra).

3. Elektroacélgyártás a martinüzemi csarnokba telepített ívfényes kemencével

A közepesen és erősen ötvöztött, pácolt lemezek iránti fokozott kereslet és a termékek nagy világpiaci ára miatt döntött a vállalat vezetősége a gyártási technológia megvalósítása mellett a '60-as évek elején, amikor az acélmű és a gyár távlati fejlesztési koncepciója még nem volt egyértelmű.

Valószínű, hogy a martinüzemi csarnokba telepített 5 tonnás ívkemencét egy nagyobb elektroacélmű előhírnökének szánták. A fejlesztés azonban később nem indult el ebbe az irányba. A kis kemence a martincsarnokban nem nagyon illett a termelési folyamatba. A gyártott, nagy hányadban ötvöztött, ezen belül az évi 3-6 kt saválló acél azonban nagy nyereségtartalmú termék volt, így több mint 20 éven át – a kor színvonalának megfelelően – üzemeltettük a kemencét.

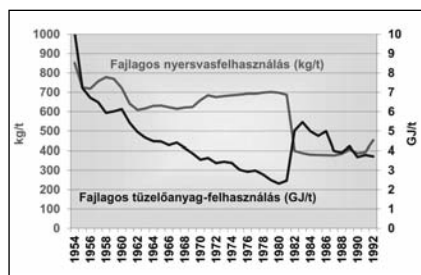
Gyártási palettákon – egyebek mellett – évi 2000 tonnát meghaladó mennyiségben katonai célra páncéllemez-alapanyag is szerepelt.

Sikerült a kosaras adagolású kemence átlagos adagtömegét 7 t-ra növelni, a kemencefalazatok hűtését javítani és a gyártott folyékony acélt argonnal kezelni vagy az oxidációtól a leöntésig megvédeni.

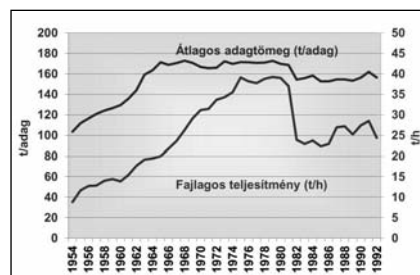
A termékek iránti kereslet csökkenése után a '80-as évek második felében sor került martin és konverteres adagokhoz ötvöző adagok és salakok olvasztására is az elektroacélgyártásban.

4. A folyamatos acélöntőmű létesítése és fejlesztése

A vállalat vezetősége akkor indítva



■ 1. ábra. A martinacélgyártás műszaki mutatói



nyozta a folyamatos öntőmű építését, amikor a világon termelt acélnak mindössze 3%-át öntötték ezzel a technológiával.

Az idő igazolta, hogy a beruházásról hozott döntés jó volt és jókor született. A Dunai Vasmű a folyamatosan öntött acél részarányát tekintve már a '70-es évek közepétől a világ élvonalába tartozott.

A folyamatos acélöntés bevezetésével javult az öntött félgyártmány felületi minősége és belső szerkezete, kedvezőbbé váltak a munkakörülmények, sokat javult az anyagkihozatal, több mint 15%-kal nőtt a martinacélmű termelése és a hengerlési teljesítmény, gyári szinten pedig 7%-kal csökkent a fajlagos energiafelhasználás.

4.1. A folyamatos acélöntőmű (FAM) felépítése és üzembehelyezése

Az öntőműbe két, egyenként kétszálás, függőleges elrendezésű öntőgépet terveztek, amelyek együttes kapacitása 800 kt/év volt. A berendezések 180–240 mm vastag, 900–1550 mm széles és 3–8,5 m hosszú brammák leöntésére voltak alkalmasak. A gép metallurgiai hosszát 0,2-0,6 m/perc húzási sebesség mellett 8,9 m-re tervezték, a szekunder hűtést 5 hűtőzónára osztva valószínűsítették meg. A közbensőüst befogadóképessége 20 t volt. Az I-es gép 1973. augusztus 12-én, a II-es gép pontosan egy évvel később kezdte meg a termelést.

4.2. A termelés felfutása

A folyamatos öntőgépeken **1981-ig 170 tonnás martinadagokat öntöttünk** úgy, hogy az öntőüstöket a közbensőüst felett az öntés ideje alatt daru tartotta (3. kép).

A technológia alkalmazásához – tekintettel a kokillaöntéshez képest 40-50 °C-kal nagyobb csapolási hőmérsékletre – módosítanunk kellett az üstök tűzállóbélését, a zárásbiztonság növelésére pedig dugó helyett tolólapos zárórendszert alkalmaztunk.

Kezdetben csillapított acéladagokat öntöttünk, mivel csillapítatlan acél az öntőgépeken nem, vagy csak nagyon kis sebességgel lett volna önthető. Az acélmű gyártási palettáján azonban a finomlemezek alapanyagaként a csillapítatlan lágyacélok jelentős arányt képviseltek, ezért vál-

toztatnunk kellett a gyártási technológiát. Kétévi kísérletezéssel sikerült az ilyen acélokat helyettesítő, folyamatos öntéssel problémamentesen önthető úgynevezett gyengén-csillapított acélfajtákat kifejleszteni.

1976-ra elértük a gépek tervezett teljesítményét. Ekkor az acéltermelés több mint 70%-át folyamatos öntőgépeken öntöttük brammává.

4.3. Az öntőgépek és az öntési technológia fejlesztése

1981-től konverteres adagok fogadására is volt igény, de ehhez növelni kellett az öntőgépek teljesítményét. A teljesítmény növelésére (és az öntött szál minőségének javítására) irányuló fejlesztéseket 1983-tól több lépésben hajtottuk végre.

A termelési kapacitás jelentős növelését tette lehetővé **1983. február 13-tól az I-es FAM-on, 1983. május 9-től a II-es FAM-on** az egyenként 450 t teherbírású öntőüst-fordítóállvány beépítése (4. kép).

A fordítóállványok használatával darukapacitás szabadult fel a gépek kiszolgálására, kialakult az adagról adagra öntés optimális feltétele. A közbensőüst öntés közben történő cseréjével lehetőség nyílt hosszabb szekvensek öntésére.

1983 II. félévétől az úgynevezett gerendás szekció helyére beépítésre került a 12 görgős hűtőzóna-szekció, ami javította az öntött szál hűtését és megtámasztását.

A szekunder hűtés javítása érdekében folyamatosan olyan fejlesztéseket hajtottunk végre, amelyek a hűtővíz tisztaságának növelését, a hűtőkollektorok és fűvókák tökéletesítését célozták.

1989-től a brammák vágásának korszerűsítése zajlott. Először a vágópisztolyokat cseréltük le GEGA típusú pisztolyokra, majd 2001-ben új szabályzórendszert alakítottunk ki. A vékonyabb (kevesebb acélvesztéssel eredményező) vágási rés érdekében, az előbbi fejlesztéseken túl megoldottuk a vágóberendezés folyékony oxigénnel való ellátását is.

Az évek során – a teljesítmény növelése és a ráfordítások optimalizálása mellett – arra összpontosítottuk erőfeszítéseinket, hogy az acéltól eredményesen távol tudjuk tartani a levegő oxigénjét. **1990-re kialakított-**



■ 3. kép. Öntés a FAM-on daruval



■ 4. kép. Öntés üstfordító állvánnyal

tuk a zárt öntési láncot, amelynek a hermetikussága ma is meghatározza az öntés sikerességét és a bramma minőségét. Ennek a feladatnak szerves részeként kezeltük az öntőüst kagylójának beszűkülését, ezért a követelményeknek megfelelően választottuk meg a kagyló anyagát és átmérőjét, fejlesztettük a tolólap kiömlőnyúlványának és a sugárvédőcsőnek az illeszkedését. Kísérleti úton alakítottuk ki a merülőtölcsér geometriáját, és tökéletesítettük az illeszkedését a közbensőüst kagylójához.

Számos fontos paraméter figyelembevételével választottuk ki a számunkra megfelelő típusú granulált öntőporokat, és megoldottuk azok folyamatos adagolását.

Most 65 mm átmérőjű kiömlőrendszert alkalmazunk az öntőüsten, a kiömlőhüvely és a sugárvédőcső között tömítőanyag behelyezésével akadályozzuk meg a reoxidációt, és a közbensőüst monoblokk dugóján keresztül vezetjük be az argont.

1990–91-ben az 1200 mm hosszú kristályosítókat 700 mm-es kristályosítókra cseréltük, amelyek alján 500 mm hosszú görgős megtámasztást alakítottunk ki. Ez az úgynevezett lábörgős szakasz a másodlagos hűtőzóna része lett, ezzel már hatra nőtt a hűtőzónák száma. Az új kristályosítók szélességi mérete már

állítható volt, ezáltal csökkent a szelvényátállások ideje, és kevesebb kristályosítóval is lehetővé vált a szükséges méretválaszték gyártása.

Minőségi javulást eredményezett, hogy javultak a primer hűtés körülményei, és (a kristályosító oldaláról) létrejöttek az öntési teljesítmény későbbi növelésének feltételei. Addig azonban még a kristályosítón is hajtottunk végre fejlesztéseket, amelyek közül kiemeljük a szélesoldali és a keskenyoldali vízbetáplálás különválasztását, az elfolyó víz nyomásának beállítását és ezek eredményeként a hőelvonás egyenletesebbé válását.

1991-ben kiépítettük az öntőgépeken a számítógépes folyamatirányító rendszert. A rendszer lelke a hűtési modell által irányított automatikus másodlagos hűtés. Ezzel egyidőben valósult meg az acélszint automatikus szabályozása a kristályosítóban, valamint a brammavágás, -kiadás és -azonosítás automatizálása. A későbbiekben önerős fejlesztésekkel további kiszolgáló részegységeket PLC-s vezérlésre (Programmable Logic Controller, programozható logikai vezérlő) alakítottunk át, és korszerű tirisztoros hajtásvezérléseket építettünk ki. Az öntési folyamat automatizálása megteremtette az alapfeltételt a reprodukálható gyártásnak. A rendszer – a minőség-ellenőrzés, a technológiafejlesztés vagy a terméktanúsítás céljára – addig nem tapasztalt mennyiségű adatot volt képes, akár évekre visszamenőleg is rendelkezésünkre bocsátani. Ez a fejlesztés jelentős szerepet játszott az ISO 9002, majd később ISO 9001 szabvány szerint tanúsított minőségügyi rendszerünk fejlődésében.

A szekvensszám növelését segítette elő, hogy **1997-től megteremtettük a szálanként eltérő szélességű brammák öntési lehetőségét.**

1994-ben megvalósítottuk a húzóhengerek nyomásszabályozását.

1998–99-ben hajtottuk végre a következő jelentős fejlesztést az öntési teljesítmény növelésére, főként azért, mert a konverter és FAM ciklusidejében meglévő különbség az acéltermelés további növelésének gátjává vált. A hosszú öntési idő, különösen a keskenyebb brammák öntésekor, minőségi és termelésszervezési gondokat okozott. Ezt enyhíten-

dő a hűtőzóna egyes részeiben két-közeges (levegő és levegővel porlasztott víz) hűtés kialakításával növeltük a hűtés intenzitását, valamint 1 m-rel növeltük a másodlagos hűtőzóna hosszát. Ennek köszönhető, hogy átlagosan 18%-kal növelni tudtuk az öntési sebességet; csökkent az öntési idő, és mintegy 20 t/h-val növekedett a gépek öntési teljesítménye (2. ábra).

2003-ban továbbfejlesztettük a kristályosító szintszabályozását. A szabályozás pontosságának növelése és az öntésbiztonság javítása érdekében lecseréltük a közbensőüst dugómozgató mechanizmusát. Sajnos az izotópos szintmérés korszerűsítését nem tudtuk végrehajtani, de így is sokat javult a szinttartás pontossága.

2004-től fokozatosan végrehajtottuk a másodlagos hűtőzóna szekcióinál a görgők kopásálló felhegesztését, növelve ezzel az öntött szál megtámasztásának pontosságát és a szekciók javítási ciklusok közötti üzemidejét.

2006-ban a II-es FAM-on, 2007-ben az I-es FAM-on modernizáltuk a folyamatirányító rendszert, melynek során új PLC-ket és folyamatirányító számítógépeket építettünk be.

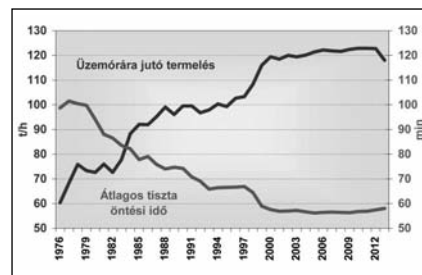
2008-ban megteremtettük a B08-as szelvényméretű bramma öntésének műszaki feltételeit, és kidolgoztuk a megfelelő öntéstechnológiát.

A brammák felületi minőségének javítása érdekében **2007-ben megkezdtük a nikkelbevonatos kristályosítók alkalmazásával kapcsolatos kísérleteket.** A minőségre gyakorolt kedvező hatása ellenére a kristályosító alsó részén tapasztalható egyenetlen kopás miatt a kísérleteket szüneteltetnünk kellett. A kiváltó okok megszüntetése után 2010-ben megkezdhattuk az üzemelő kristályosítók nikkellel történő bevonatolását. Az eddigi üzemelési tapasztalatok a minőség és a bevonat tartóssága szempontjából egyaránt kedvezőek.

2009-ben lecseréltük a II-es FAM vészfordító berendezését, majd 2011-ben az I-es FAM-on is.

5. Az oxigénkonverteres acélgyártás megvalósítása és fejlesztése

Az acélgyártás technológiaváltása, a martinacél-gyártási eljárás helyett



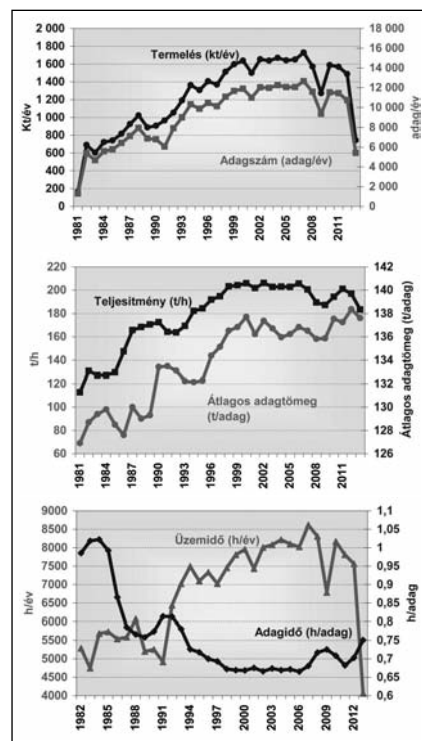
■ 2. ábra. Az öntési teljesítmény változása

oxigénkonverteres acélgyártás megvalósítása a világban 1965–1974 között nagyjából végbement. Magyarországon kissé megkésve, 1974-től készítettek ilyen irányú fejlesztési terveket, majd 1977-ben született döntés egy diósgyőri és egy dunai városi konverter megépítésére.

5.1. A konverter felépítése és üzembehelyezése

A szovjet GIPROMEZ cég által készített tervek alapján az ukrán Zsdanovi Nehéziparban gyártott berendezésekkel épült meg a Dunai Vasműben a két, egyenként 130 t-ás konverter és az 1300 t-ás nyersvaskeverő, valamint az egyéb szükséges egységek, mint az oxigéngyár, mészmű, elegyter, hozaganyag-ellátórendszer, üstfalazó és tolózárszerelő részleg, valamint a korszerű laboratórium.

Az I-es konverterből 1981. auguszt-



■ 3. ábra. A konverter teljesítménymutatói

tus 17-én, a II-es konverterből 1982. június 10-én csapoltunk először.

5.2. A termelés felfutása

A konverter indulását követően a martinacélmű is üzemelt, így viszonylag hosszabb idő állt rendelkezésünkre az új technológia megtanulására, tökéletesítésére. A konverteracélmű termelése az 1982. évi 690 kt-ról fokozatosan növekedett 1988-ra 1 022 kt-ra.

A következő években a gazdasági recesszió miatt átmenetileg csökkent a termelés, majd lassan növekedve 1992-re haladta meg újra az 1988-as szintet. A vállalat eredményes működése érdekében – a periodikus acélipari válságok közepette is – fontos volt az acéltermelés növelése. Számos fejlesztés eredményeként **2007-ben már 1 728 kt acélt állítottunk elő** (3. ábra). A jobb eredményekhez az alábbiak útján jutottunk:

- A kohói betét javult, a nyersvasgyártási technológia fejlődött, s ezzel több és jobb minőségű nyersvas állt rendelkezésünkre.
- A hulladékadagolás időszerűsége csökkent, mert a hulladékadagoló-technők térfogatát 31,8 m³-ről 50 m³-re növeltük, ezenkívül sikerült a torokfeltapadások mérséklése, valamint a takarítás gyorsítása.
- A hűtőhulladék folyamatos biztosítása révén csökkent a konverterben a csapolás előtti idővesztés.
- A berendezések fejlesztésével és egyéb intézkedésekkel jobb lett a karbantartás színvonala, javult az üzembiztonság.
- 1994-re megteremtettük a 2/2-es üzemelés feltételeit.
- Végül, de nem utolsósorban az évek folyamán felhalmozódott tudás által munkánk szakszerűbbé vált, a termelési kultúra fejlődött.

A termelés növelésével párhuzamosan a gyártási ráfordításokat (az önköltséget) is sikerült – elsősorban a fémbetét és a különféle tűzállóanyagfelhasználás csökkentésével – mérsékelnünk.

A fajlagos nyersvasfelhasználás csökkenthető volt azért, hogy az öntőüstöket 1998-tól hővédőfedéllel forgalmazzuk.

6. A primer és szekunder metallurgia fejlesztése

1989 decemberében az I. sz., 1990 februárjában a II. sz. konverternél megkezdődött az acéladagok nitrogén-, ill. argongázzal való átöblítése. A konverter fenékalazatába 2000 mm átmérőjű osztókoron hat öblítőkövet építettünk.

Az alsó öblítéssel gyártott, 0,02–0,05% C-tartalomra lefűvatott adagok acéljának oxigéntartalma 100–250 ppm-mel kisebb, mint az öblítés nélkül gyártottaké.

Napjainkra elértük, hogy az alsó öblítést a kampány 80–90%-ában sikerül fenntartani.

1994-ben vettük használatba a konverter új **folyamatirányító rendszerét, a MODICON-t**, amellyel jelentősen javult az információellátás, könnyebbé vált a technológia ellenőrzése és fejlesztése. Mára a folyamatirányító rendszer elemei elöregedtek, ezért 2008-ban megkezdődött a kiváltásuk, 2015 első félévre tervezzük a rekonstrukció befejezését.

1996-ban megvalósítottuk a **fürdőszint radaros elven történő mérését**, és ezzel egy metallurgiai fontos paraméter, a lándzsatávolság beállítása vált pontosabbá.

A villamos hajtásokat **PLC által irányított tirisztoros hajtásvezérlésekre** cseréltük, ezzel 1999-től lehetővé vált a fűvatási folyamat során az oxigénlándzsák automatikus vezérlése. A fűvatás ilyen szintű automatizálása biztosítja az adagról adagra azonos lándzsavezetést, ami megkönnyíti az amúgy is változékony adagperiódus irányítását.

A konvertersalak visszatartása érdekében fejlesztettük a saját konstrukciójú visszazáró gépet, és többféle visszazáró idomot is kipróbáltunk. 2005-ben helyeztük üzembe a salakérzékelő infrakamerákat.

2000-ben a 15 éven keresztül üzemeltetett üstmetallurgiai kezelőállomásnak az áttelepítésére és továbbfejlesztésére került sor. Az ún. háromállásos üstmetallurgiai berendezést a technológiai útvonalba telepítettük, így nincs szükség az üstök daruval való átrakására, több idő áll rendelkezésre a kezeléshez (5. kép). Lehetőség van hűtőhulladék adagolásra, ötvözési korrekcióra is. Többféle



■ 5. kép. A háromállásos üstmetallurgiai állomás

(CaSi, CaFe, Nb, C, Al, Ti) huzalt használunk. Gépi úton történik a próbavétel és a hőmérsékletmérés is.

Végeredményben a most alkalmazható kezelések után az acél összetétele a kívánatos, zárványtartalma a korábbinál kisebb, így az adagok jól önthetők.

7. Az acélgyártó berendezések, az acélöntőüstök és az öntés tűzálló anyagai

Az acélgyártás és acélöntés nélkülözhetetlen anyagai a tűzálló anyagok.

A martinkemencéknél magnezit, krómmagnezit és magnezit-króm téglákat használtunk. (Persze a regenerátorok alsó részeire timföld-dús, ill. normál samott-tégla került.) Ez a gyártási mód – bizony – a jelenleginél közel egy nagyságrenddel nagyobb téglafelhasználást igényelt.

A **konverter** tartóssága kezdetben csak 500 adag volt. Célszerűbb csapolónyílás-kialakítással és egyre jobb minőségű téglagarnitúrák beépítésével 1300–1500-as átlagos tartósságot értünk el.

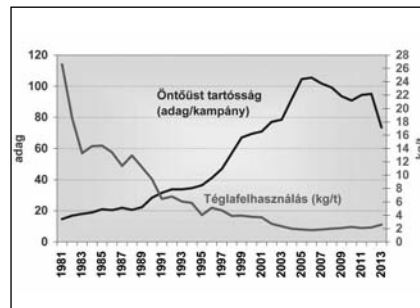
1993-ban az addig rendkívül problematikus fenékalázást a konverterpáncél alsó részének módosításával megváltoztattuk, ezzel a tartósság és az alsó öblítéssel gyártható adagok száma is nőtt. Az egyes falazatrészek eltérő igénybevétele miatt alakítottuk ki a most alkalmazott szelek-



■ 6. kép. A konverter falazata



■ 4. ábra. A konverterfalazat tartóssága



■ 5. ábra. Az öntőüst-munkabélés tartóssága

tív falazási módot. A különböző falazatrészeket eltérő minőségű és vastagságú téglából készítjük (6. kép).

A konverter tartóssága már évek óta 2000 adag fölött van, és kedvező a fajlagos téglafelhasználás is. Az utóbbi években romló tendenciát mutat a tűzálló anyagok tartóssága. A 2008-as válságot követően a termelésünk csökkent, 2013-ban végig egy kohó üzemelt. A kisebb termelésből adódó nagyobb hőingadozás kedvezőtlenül hatott a tűzálló falazatok tartósságára (4. ábra).

A kokillaöntés első 20 évében az **üstöket** nagyrészt samott-téglával béleltük, a tölcserékebe és öntőtáblákba is samott került, csak az üstdugó és az öntökagyló készült magnezitből. Üstjeink az akkori kisebb, max. 1610 °C acélhőmérséklet mellett 8-10 adag tartósságúak voltak.

A már tárgyaltak nyilvánvalóvá teszik, hogy a kokillaöntéshez képest korszakos ugrást jelentett a folyamatos acélöntés alkalmazása. Egyértelmű, hogy jó minőségű acéltermék csak az 1650 °C-ot meghaladó hőmérsékletű folyékony acélt befogadó berendezések bélelésére szolgáló tűzállóanyagok és az acél áramlását szabályzó tűzálló szerkezetek (tolólapok, öntökagylók, merülő-nyúlványok stb.) jó minősége esetén gyártható.

Acélművünkben ezen a téren kedvező helyzetet sikerült teremteni, köszönhetően a tűzálló anyagokat szállító cégek fejlesztéseinek. Az öntőlánc elemeit sorba véve az alábbi fejlesztések történtek:

Az **öntőüstök bélése** 1973-ban a folyamatos öntőmű indulása után belga homokból slingerezéssel, majd MK 70-es, saját gyártású téglából készült. 1986 után rendkívül olcsó, olivin alapanyagú téglát használtunk. Ezekkel a bélekkel eleinte 16-25, később 30 adagos volt az üsttartós-

ság. A '90-es években először import, majd a Dunafer Tűzállóanyaggyártó Kft. által gyártott műgyantakötésű magnezit téglával falaztuk az üstöket, így 70 feletti üsttartósságot értünk el.

A magnezitalapú falazó anyagot most importáljuk. Az üst fenekét nem falazzuk, hanem monolit tűzálló betonból készítjük. A kiömlőkagylót és az argonöblítő követ közvetlenül a betonfenékre építjük be, ezáltal megtakarítjuk az öntőkövet és a fix-beépítésű öblítőkövet. Ezek a változtatások lehetőséget adtak a tartósság 100 adag fölé növelésére is. A fajlagos üsttéglafelhasználás a 20 évvel ezelőtti 15 kg/t-ról 2,0-2,5 kg/t-ra csökkent (5. ábra).

Az acélok kalciummal történő kezelésének biztonságát javítandó 2009-ben 250 mm-rel megnöveltük az üstök magasságát.

Az öntőüstök zárása 1973 után dugó helyett először 4200-as, majd 6300-as típusú FLOCON rendszerű tolózárrel történt. A tartósság 1 adag volt. 1988-1991 között a Vesuvius cég LV-11 tolózárrendszerére tértünk át, ennek tartóssága már 3 adag volt.

A cég a technikát időközben többször módosította (LV11/III, LV11/V). A módosított tolózár lapjainak átlagos tartóssága ma 7-8 adag.

A közbensőüst bélése 1990 előtt falazással és felszórással készült, majd monolitikus állandóbélést és hidegglapos munkabélést készítettünk, az üst „erszényét” munkaigényesen falazással béleltük.

Mára a samott falazótégla használata megszűnt, a közbensőüst állandóbélése monolit tűzálló beton (2500-3000 adag a tartóssága). A teljes munkabélést szekvensenként magnezit alapú (habosított, szigetelő) anyaggal szórjuk fel. A dugón keresztül argonöblítést végzünk, amellyel sikeresen akadályozzuk meg az alu-

mínium-oxid kirakódását az öntőszerelvényekre.

Az acél áramlását szabályozó elemek izosztatikusan előállított csúcsminőségű tűzálló termékek, külföldi cégek gyártmányai, melyek tartóssága az elérhető szekvensszámokhoz igazodó.

Az egyre jobb tűzálló anyagok használatával kisebb az acélok szennyeződése, nagyobb az üzembiztonság, és a jó tartósság által csökkent a fajlagos tűzállóanyag-költség is.

8. Zárszó

E rövid áttekintésben megkíséreltük összefoglalni a vállalat acélgyártásának 60 éves történetét. 60 év alatt majdnem 24,6 millió tonna martinacélt, közel 333 ezer tonna elektroacélt gyártottunk. Konverteracél-gyártásunk meghaladta a 41 millió tonnát.

A termelés mennyiségi növekedése, a műszaki mutatók javulása a kellő időben megvalósított műszaki fejlesztések és a kollégák áldozatos munkája révén jöhetett létre.

A műszaki fejlesztések, a technológiaiaváltások biztosították a vállalat sikerességét, időnként a túlélését. Az idő igazolta, hogy a martinkemencék típusváltása, a technológia intenzifikálása, a folyamatos öntés, majd a konverteres acélgyártás meghonosítása és fejlesztése döntő fontosságú intézkedések voltak.

A nyersvas- és acélgyártás 2002-re megközelítette a várható maximális szintet. A mindenkor legmagasabb éves termelés 2007-ben volt, 1738000 t. Ez kevésnek számít a teljes vertikumú integrált acélművek körében. A nagyobb készáru-kibocsátás sem igényel nagyobb fix költségeket, ezért a késztermék előállításának növelése fontos gazdasági érdekünk. Feltéhe-

tően ez vezette a tulajdonosokat a meleg- és hideghengerműi beruházások elhatározásakor. Megfelelő kohói betét esetén a konverter termelési kapacitása képezi a szűk keresztmetszetet. Ennek enyhítése érdekében határoztuk el, hogy a szükséges konvertertest-csere végrehajtásakor egy kedvezőbb geometriai kivitelű és kicsit nagyobb térfogatú test kerüljön beépítésre. Az egyik konvertertestet már legyártották, de a gazdasági válság miatt késik a beépítése.

Hisszük, hogy szükség van a folyékony fázis elméletileg lehetséges maximális termelésére, az ehhez szükséges, az elmúlt hat évtizedben felhalmozott szaktudás és az

elkötelezettség rendelkezésre áll.

Irodalom

Altnéder J. – Takács I.: A Dunai Vasmű SM-kemencéinek korszerűsítése és műszaki mutatóinak alakulása (Dunai Vasmű 1969/1–2.)

Répási G. – Makray T. – Vata L.: Az oxigénes intenzifikálás, mint az SM-eljárás fejlesztésének utolsó lépcsője (Siófok, 1979, a KGST acélkezelő jubileumi ülésének előadása)

Makrai T. – Szűcs L.: Fördőátkeveréses konverter acélgyártási eljárás bevezetési lehetőségei a DV-ben (Kohászati Lapok 1989. 10. szám)

Sziklavári J. – Zsámbok E. – Magyar

I. – Kállai G. – Hauszner E. – Bánkuti J.: 40 éves az acélgyártás a Dunai Vasműben (Dunaferri kiadvány)

Bánkuti J. – Tar Gy.: A folyamatos öntőgépek további teljesítménynövelésének szükségessége (A XIII. Országos Nyersvas- és Acélgyártási konferencián 1998-ban elhangzott előadás)

Gyerák T. – Józsa R. – Lukácsi I.: A fejlesztések szükségessége a szigorodó piaci igények kielégítése érdekében (Dunaferri Műszaki Gazdasági Közlemények 1998. 4. szám)

Gyerák T. – Kállai G. – Lukácsi I. – Takács I.: 50 éves az acélgyártás a Dunai Vasműben 1954–2004. (Jubileumi kiadvány)

Hatvan éves az OMBKE Dunaújvárosi Szervezete

Hatvan évvel ezelőtt alakult meg a bányász-kohász egyesület helyi csoportja. A célok és feladatok változatlanok, a szakmakultúra ápolása és fejlesztése.

A nagyolvasztó gyárrészleg vezetője, *Pilter Pál* kezdeményezésére jött létre az Országos Magyar Bányászati és Kohászati Egyesület (OMBKE) Vaskohászati Szakosztály Dunaújvárosi Szervezete. Ugyanő indította el a kohászati konferenciákat, javaslatára jelentették meg a vasmű műszaki folyóiratát, a Műszaki Gazdasági Közleményeket.

A negyvenfős alakuló ülésen 1954-ben megválasztották a tisztségviselőket. Az elnök *Borovszky Ambros*, a titkár *Selmeczi Ernő* lett. A tagok vállalták, hogy itt, a pentelei fennsíkon létrejövő kohászati vertikumban dolgozó és a vasmű lakóközében élő szakemberek között is terjesztik és gyakorlattá teszik a Selmecsbánya szellemében fogant évszázados gondolatokat. Az alakuló összejövetelen többek között jelen volt *Forbáth Róbert*, *Tóth Gábor*, *Pőcze László*, *Weingartner Pál*, *Fodor Sándor*, *Keményfy György*, *Szántó István*, *Pilter Pál*, *Czakó Lajos*, *Lipták Zoltán*, *Fadgyas János*.

Pilter Pál és Forbáth Róbert megnyitja után munkabizottságokat alakítottak: A kupolókemencékkel kap-

csolatos hiányosságok felszámolása, a téglaminőség, az építés és az üzemeletetés területén, az elektrokemencék boltozattartóssági és üzemi vizsgálatára, a kohóépítés kiértékelésére, a kohó hőtechnikai műszereiről broszúra készítésére.

A helyi szervezet céljaiban követte az országos egyesület alapszabályában rögzítetteket. Így például azt, hogy az egyesület ankétokat tart fontosabb kérdésekben, tanácskozik és véleményt mond, a bányászat és a kohászat érdekében folyamodik, s előterjesztéseket tesz a kormánynál, hatóságoknál az ipar fejlesztésére. Éppen ezért szakcsoportokban folyt a munka: metallurgiai, képlékenyalakító, energiagazdálkodási és környezetvédelmi, anyagvizsgáló, valamint történeti és hagyományápoló szakcsoportokban. A célok között szerepelt a szakemberek tudományos törekvéseinek pártolása, a szakmai ismeretek fejlesztése.

A helyi szervezet már 1957-től Balatonszéplakon nyersvasgyártó konferenciák, a hatvanas évektől kohászati ipargazdasági, továbbá kohászati anyagvizsgáló konferenciák rendezésére vállalkozott.

A negyven év mérlege

A 40 éves évforduló ünneplésekor a helyi szervezet titkára, *dr. Ágh József*

ünnepi beszédében elmondta, hogy tevékenységüket a gazdasági átalakulás folyamatai csak annyiban érintették, hogy a korábbi időszakhoz képest többet foglalkoznak a költségekkel és a minőséggel: – A klubnap sorozattal „önellátjuk” magunkat a szakmai információszerzésben. Az illő kollegiális szellemnek és magatartásnak igen szép konkrétuma az a tény, hogy az előadókat annak ellenére nem kell nagyítóval keresnünk, hogy közvetlen kollégák elé előadással kiállni közel akkora szellemi teljesítmény, mintha valaki saját hazájában óhajtana prófétává válni. Ennek ellenére, akit felkérünk előadásra, vállalkozik rá, és nem csak vállalkozik, hanem azt becsülettel teljesíti is – fogalmazott dr. Ágh 1994-ben. Ugyanő a mérnöktovábbképzésekről így vélekedett: – Nagyon fontosnak tartom, hogy a tanfolyamok központi tárgyát, a tudást, nem csak kívülről hozzuk, hanem a tagtársaink azt szolgáltatni is képesek a saját sorainkból.

Az alapító személye és munkássága előtt a Somogyfajszon rendezett Pilter Pál Emlékületeken tisztelegtek, összekapcsolva a programot a Dunaferri-Archeometallurgiai Alapítvány és Őskohászati Múzeum tudományos konferenciáival.

Miként évek óta az egyesület klubnapja ad otthont a Dunaferri Alkotói

Alapítvány Alkotói Nívódíj, Duna-ferr Szakmai Publikációért Nívódíj pályázatok nyertesei bemutatkozásának, valamint főtanácsosi, tanácsosi címek átadásának.

Mára az egyesület dunaújvárosi taglétszáma 300 fő körül mozog. A civil szervezet tagsága a hagyományörzésen túl nem hagyhatja szó nélkül, hogy elmondja szakmai véleményét, érveljen a hazai kohászat létjogosultsága mellett.

Az egyesület helyi elnökei

1954-től Borovszky Ambrus, 1976-tól dr. Szabó Ferenc, 1992-től Horváth István, dr. Szűcs László két cikluson át vitte az elnöki teendőket, őt követte Tóth László, Bocz András, s az idei választásokon Józsa Róbert vette át

a stafétabotot. Alelnöki, társelnöki tisztet láttak el: Éles László, Hentschel Róbert, Pócze László, dr. Schummel Rezső, dr. Szabó Zoltán, dr. Farkas Péter, dr. Kiss Endre. Titkárok: Selmeczi Ernő, Pócze László, dr. Hauszner Ernő, Lántzky József, dr. Horváth Aurél, dr. Szalay Géza, Pálvölgyi Henrik, Kóhalmi Kálmán, dr. Ágh József, Hevesi Imre, Dani Bálint. A szervező titkár hosszú ideig Sütő Zoltán volt.

Üzemtörténet-írás felsőfokon

Az egyesület kiemelt céljai között szerepelt a magyar nyelvű kohászati irodalom fejlesztése. A Dunai Vasműben dr. Remport Zoltán, dr. Sziklavári János, valamint Kiszely Gyula segítték a történetírást, amelynek mű-

helymunkái a Gyártörténeti Gyűjteményben folytak Zsámbok Elemérnek, a Duna-ferr Dunai Vasmű Műszaki Gazdasági Közlemények felelős szerkesztőjének közreműködésével. Sorra készültek el a gyártóegységek történetei, a vállalat alapításának 40., majd 50. évfordulójára az összefoglaló művek, így a Duna-ferr Dunai Vasmű 50 éves Krónika. A sor ezzel nem ért véget, az idén jelent meg például a Lakatos üzem története Erőss Lajos szerkesztésében.

Szente Tünde

A cikk a 2014. október 16-i jubileumi klubnapon elhangzott vetített képes előadás rövidített változata. A szerző az OMBKE Vaskohászati Szakosztály, valamint a Dunaújvárosi Szervezet vezetőségi tagja.

OMBKE-előadás a Dunaújvárosi Főiskolán

Károly napján érkezett a Dunaújvárosi Főiskola Műszaki épületébe a három Károly. Méghozzá az Ultra Supra Veteránok közül: dr. Bakó Károly, Katkó Károly és dr. Lengyel Károly.

Az eredeti elképzelés szerint angolul folyt volna rövid tájékoztatás brazil anyagmérnök-hallgatóknak, de ők képviselték a kisebbséget, mivel a magyar balekjelöltek nagyobb érdeklődést tanúsítottak az előadás iránt. Ennek ellenére az első előadó, Bakó Károly egy előre begyakorolt autentikus portugál szöveggel fogadta a külföldi hallgatókat, akik széles mosollyal az arcukon és bólogatással nyugtázták annak helyességét. Ezután a bányászat, kohászat, erdés-

szet szimbiózisáról és kialakulásáról beszélt a selmecbányai időkig visszanyúlva, és az anyagmegmunkálás modern hasznát szemléltette prezentációjában.

A folytatásban Katkó Károly és Lengyel Károly nagyobb hangsúlyt fektetett a szakmaszeretet, kollegialitás és barátság fogalmaira, ami a mai napig is jellemzi az OMBKE légkörét. Felhívták a figyelmet, hogy szakmaszeretet nélkül nehéz produktív munkát végezni, s hogy ez az egész életre kihatással van. Továbbá biztattak minden jelenlévő hallgatót, hogy bátran csatlakozzanak az egyesülethez, mivel ez bővíti az emberi kapcsolatokat és a szakmai ismereteket az évek során.

Az ismertető után kötetlen kezekasztal-beszélgetés következett, aminek levezetője, moderátora dr. Hári László, a helyi anyagtudományi tanszék oktatója volt. Ekkor pár személyes történet és élmény is előkerült, ami még színesebbé és teljesebbé tette a koradélutáni előadást. Befejezésképpen pedig a Kohász Valéta Bizottság köszöntötte egy-egy üveg borral a jó kedélyű vendégeket.

Ezúton is köszönjük a ránk fordított időt és a fáradságot vendégeinknek, s reméljük, hogy jövőre újra találkozunk! Addig is Legyenek Fényes Sikerei a Kohásznak!

Nagy Péter



■ Az előadás résztvevői és előadói (a kép jobb oldalán)

XXI. Szigetközi Szakmai Napok és Baráti Találkozó

Az idei év június havának 13–14. napján immár 21. alkalommal rendeztük meg a Szigetközi Szakmai Napokat. A szervezők igyekeztek megtartani az elmúlt évek jó színvonalát, amelynek eredményét közel 100 fő részvétele is jelezte.

Péntek délelőtt a Calderys Magyarország Kft. győri üzemébe mentünk gyárlátogatásra, ahol megismerkedtek az érdeklődők a cég tevékenységével, fő gyártmányaival. Lehetőség nyílt betekinteni a gyártási folyamatokba, megismerni a gyártott termékek egy részét. Ezután Mosonmagyaróváron volt jelenése a társaság egy részének, ahol Nagy István polgármester köszöntötte a látogatókat.

Kora délután a résztvevők elfoglalták szálláshelyüket a Diamant Hotelben Dunakilitin, majd az ebéd után következett a szakmai előadások sorozata. Az előadások ez alkalommal is érintették a szakma több területét a gyakorlati témáktól egészen az oktatás jelenlegi és jövőbeni helyzetéig. Az elhangzott előadások a következők voltak:

- Gács Zoltán, Gergely Gréta, Benke Márton: Korszerű anyagok, modern anyagtechnológiák
- Palotás Árpád: Az öntészeti felsőoktatás jövője a Miskolci Egyetemen



■ Nagy István polgármester és Pivarcsi László, az L-Duplex Pívó ügyvezető igazgatója

- Műszaki Anyagtudományi Karán
- Bandi Imre: Fenntartható növekedés a kiválóság révén – Maglövész-szimulációs szoftver bevezetése a Nemak Győr Kft.-nél
- Mester Csaba: A dolgozók optimális és szabályszerű beosztástervezésének szoftveres támogatása
- Luka János, Dobóczy István: Maghomok-regenerálás a TEKA Magyarország Zrt.-nél
- Kránicz Flórián: Üstök szigetelése téglával és tűzálló betonnal
- Sándor Balázs: Félfolyékony könnyűfém-feldolgozási technológiák

Az esti vacsorát követően hagyományainknak megfelelően az elődőknek tiszteletet adva sor került a szakestélyre, amelyet baráti beszélgetés követett.

Szombaton délelőtt szabad program keretében lehetősége volt az érdeklődőknek formázásra, öntésre, amelyen kicsik-nagyok egyaránt részt vettek. A rendezvény ebédrel zárult.

A szép számú lelkes résztvevővel együtt várjuk a további sikeres folytatást.

Farkas György

Selmeci Szalamander 2014

2014. szeptember 12-én került sor a hagyományos selmecbányai szalamander-ünnepségre.

A megelőző napokban folytonosan szakadt az eső, s így nagy szerencsénk volt, hogy az ünnepség kezdetére elállt, ezért az ünneplők egyre nagyobb számban merészkedtek ki, s a főutcán egymást köszöntötték az egyenruhás lengyel, szlovák, magyar bányász-kohász kollégáink.

Délután fél háromkor az esernyők alatt gyülekeztünk a temető előtti Piargi-kapunál, ahová folyamatosan érkeztek az egyetemisták és főiskolások. Az OMBKE nevében Péch Antal síremlékénél dr. Nagy Lajos elnök és dr. Tolnay Lajos tiszteleti elnök, Faller Károly sírjánál Boross Péter és Pivarcsi László, Farbak István sírjánál Huszár László alelnök, dr. Havasi István alelnök és dr. Tamaga Ferenc,

az MBFH elnökhelyettese, Kerpely Antal nemzeti szalagokkal átfont koszorúkkal díszített síremlékénél Katkó Károly alelnök és dr. Fegyverneki György helyezték el koszorút. Koszorúkat helyeztek el az egyetemisták és főiskolások képviselői is. Farbak István érdemeiről Csaszlava Jenő emlékezett meg. A többi selmeci professzorra emlékezve dr. Gagy Pálffy András mondott néhány szót. Ennek során bejelentette, hogy napokon belül át fogják adni a miskolci és a soproni egyetemistáknak azt az oklevelet, amelyben az UNESCO a selmeci diák hagyományokat a nemzeti kulturális örökség részének fogadta el. A bejelentést a már több mint 150 főre növekedett tömeg nagy tetszéssel fogadta.

Az ünnepség négy órakor a hagyományoknak megfelelően az Óvár-

ban folytatódott. Nemzeti Himnuszunk eléneklését követően dr. Nagy Lajos elnök köszöntötte a mintegy kétszáz ünneplőt és méltatta a selmeci hagyományok ápolóit. Az OMBKE választmányi tagjainak adakozása segítségével helyreállított '48-as Honvéd-szobrot az egyesület nevében dr. Nagy Lajos és dr. Tolnay Lajos koszorúzta meg. Egyesületünk mellett koszorút helyeztek el a miskolci és dunaújvárosi diákok is. Végül a Kossuth-nóta eléneklésével zárult az ünnepség.

Az ünneplők közül a hegymászással nehezített séta után többen megpihentek az útba eső csábító sörözőkben, de délután öt óra körül, amikor az Akadémia Erdészeti Palotájához érkeztünk, újabb ünneplők csatlakoztak hozzánk. Az OMBKE megalakulását hirdető magyar, szlo-

vák, német nyelvű emléktáblák előtt *Kőrösi Tamás* főtítkárral mondott néhány szívhez szóló mondatot. Az emléktáblákat dr. Nagy Lajos elnök, *Kőrösi Tamás* főtítkárral és *Hevesi Imre* főtítkárhelyettesével koszorúzták meg. Koszorút helyeztek el az SPE Nemzetközi Olajmérnök Egyesület, valamint a főiskolások is. A történelmi karok himnuszainak eléneklése után összehangolva felhangzott a „Ballag már a vén diák”. Magyarországon kevesen tudják, hogy ez a közismert búcsúztató ének itt született Selmecebányán. Kinek jut eszébe, hogy a ballagás szokása tulajdonképpen egy hungarikum?

Az esti szalamanderfelvonulás indulópontjához, a régi dohánygyárhoz hat óra után egyre nagyobb tömeg igyekezett. A magyar résztvevők az előző évek tapasztalatai alapján próbálták nagyobb szervezettséget mutatni. Még a felvonulás kezdete előtt néhány önként jelentkező jó torkú énekes *Kőrösi Tamás* és dr. *Pataki Attila* vezetésével megszervezte az éneklés rendjét, melyet előzetesen közzé tettek. A sor elején „ORSZÁGOS MAGYAR BÁNYÁSZATI ÉS

KOHÁSZATI EGYESÜLET, SELMECEBÁNYA 1892” feliratú, az egész utcát átfogó molinó jelezte, hogy most a magyarok következnek. A diáklányok által vitt molinó után a szakosztályok és helyi szervezetek zászlói következtek, majd őket követték a pécsi bányamanók. Nyomukban a Választmány tagjai, majd egyenruhás tagjaink nyolcas sorokban kart karba öltve. A sorok szélén kétoldalt a diákság fáklyával kísérte a menetet. Az OMBKE menetének kivilágítását célzó száz fáklya a megjelent közel ötszáz fős magyar résztvevőhöz viszonyítva kevésnek bizonyult. A számos kántusznak is szinte lehetetlen feladat volt elérni, hogy ilyen nagy létszámú résztvevő egyszerre énekeljen. A Szent Katalin-székesegyházhoz érve azonban a felvonulás befejezéseként sikerült egyszerre elénekelni a Bányász-, Erdész- és Kohászhimnusz, amelyet a város központjában jelen lévő több ezer – többnyire szlovák – néző nagy tapsalag juttatott.

Másnap, szombaton délelőtt néhány év kihagyás után *Nadežda Babiaková* polgármester asszony is-

mét fogadást adott a magyar delegáció vezetői részére, amelyet *Kőrösi Tamás* főtítkárral vezetett.

Ezt követően a Nagyboldogasszony-templomban a Szent Borbála Akadémiai Kör Egyesület szervezésében ökumenikus istentiszteletre került sor. Az istentiszteletet *Elek László* katolikus atya, Révkomárom esperes plébánosa és dr. *Hafenscher Károly* evangélikus lelkész, a Magyarországi Evangélikus Egyház Zsinatának elnöke tartotta. Az orgonán *Fábián Attila* és *Hoppál Péter* játszott. Róla tudtuk, hogy országgyűlési képviselő és államtitkár, de hogy milyen jól bánt az orgonával, azt eddig csak a pécsiek tudták. Megígérte, hogy jövőre igyekszik úgy intézni, hogy az első napi ünnepségekre, a Honvéd-szoborhoz is el tudjon jönni.

A jól sikerült szalamander-ünnepség reményt ad arra, hogy a jövőben is méltóképpen fogjuk képviselni egyesületünket, a magyar bányászokat és kohászokat. A lakosság ugyanis nagy szeretettel fogadja csapatunkat.

 GPA

Emlékeztető az OMBKE választmányi üléséről

(kivonat)

Az ülést 2014. október 15-én dr. Nagy Lajos elnök vezette le. Megnyitójában röviden beszámolt az előző választmányi ülés óta eltelt eseményekről (UNESCO kulturális örökség, magyar és szlovák bányásznap ünnepségek, szalamander).

Döntés született a választmányi bizottságok vezetőiről:

Alapszabály Bizottság: dr. Esztó Péter

Történelmi Bizottság: *Tóth János*

Etikai Bizottság: dr. *Bakó Károly*

Gazdasági Bizottság: dr. *Holoda Attila*

Kiadói Bizottság: *Hevesi Imre*

Oktatási Bizottság: dr. *Dúl Jenő*

A választmányi ülés egyhangúlag támogatta azt a javaslatot, hogy a felsőoktatásban a két kar osztatlan képzésének visszaállítása érdekében az Egyesület kezdeményező szerepet vállaljon, és az illetékesek felé a szükséges lépéseket tegye. Egyúttal a duális képzés bevezetését is támogatta.

A jelenlévők döntést hoztak a 2014. évi Szent Borbála-érem és miniszteri kitüntetési javaslatokról.

A választmány megvitatta a 2014. évi gazdálkodási helyzetet. Az előterjesztés szerint az I.–III. negyedévi kiadás és bevétel időarányosan valósult meg, azonban az év végi pozitív eredmény eléréséhez az Egyesület tisztségviselőitől intézkedéseket kért.

Dr. Nagy Lajos elnök bejelentette, hogy 2015. május 29–30-án Egerben Országos Bányász–Kohász–Erdész Találkozót rendezünk. A szervezés előkészületeivel dr. *Gagyí Pálffy Andrást* bízta meg.

Az emlékeztető alapján összeállította: BT

Hagyományaink az UNESCO szellemi kulturális örökségek nemzeti jegyzéken

Újabb öt örökség-elem került az UNESCO szellemi kulturális örökségek listájára! 2014. szeptember 19-én, az egykori Honvéd Főparancsnokság épületében, ünnepélyes keretek között hirdették ki az öt új örökség-elemet. A Kulturális Örökség Napjai országos rendezvénysorozatát *L. Simon László* parlamenti államtitkár nyitotta meg, majd *Hoppál Péter* kultúráért felelős államtitkár adta át a kihirdetési dokumentumokat a közösségek képviselőinek.

Az ünnepi ceremónia után, a Kulturális Örökség Napjai keretein belül az érintett közösségek a Várkert Bazárban mutattak be.

A nemzeti jegyzékre került elemek sora:

1. Az egri fertálmesterség élő hagyománya
2. A Kossuth-kultusz ceglédi hagyománya
3. Magyarszombatfai fazekasság
4. **Selmeci diákhagyományok – a selmecbányai Bányászati és Erdészeti Akadémia diákhagyományainak továbbélése a jogutód intézményekben** (Miskolci Egyetem, Nyugat-magyarországi Egyetem)

Jó gyakorlatok regiszterébe került:

A balatonendrédi vert csipke hagyományának megőrzése az iskolai oktatásban.



Az OMBKE tagsága és választmánya, a bányász társadalom mély megrendüléssel értesült arról, hogy 2014. november 15-én, 72. életévében elhunyt

Dr. Esztó Péter

okl. bányamérnök, állam- és jogtudományi doktor,
címzetes egyetemi docens,
az OMBKE tiszteleti tagja,
a Magyar Bányászati Hivatal volt elnöke.

Temetésére a család kérésére szűk körben kerül sor.

BÁNYÁSZ–KOHÁSZ–ERDÉSZ TALÁLKOZÓ

Az Országos Magyar Bányászati és Kohászati Egyesület és az Országos Erdészeti Egyesület

Bányász–Kohász–Erdész Találkozót szervez 2015. május 29–30-án Egerben.

A találkozó előzetes programja:

Május 29.

19:00

Ünnepélyes megnyitó

19:30

Vacsora és kultúrműsor

Május 30.

10:00–13:30

Az OMBKE 105. küldöttgyűlése az Eger Hotelben

16:00

Díszfelvonulás az Érsekkerttől a Dobó térig

Ünnepélyes zászlószalag-felkötés a Dobó téren

A találkozó meghívóját, a részletes programot és jelentkezési lapot a későbbiekben tesszük közzé.

Jó szerencsét!

az OMBKE Választmánya

A FÉMSZÖVETSÉG korábbi ügyvezető titkárának elvesztéséről megemlékezett lapunk. *Szablyár Péter* távozását követően még ez év januárjában egyhangú taggyűlési határozattal *Hajnal János* okl. kohómérnököt választotta a tagság új ügyvezető titkárnak. A társaság vezetésének személyi változása, az új központtal illetve ügyvezetői irodával kapcsolatos alapszabályi módosítások törvényi engedélyeztetése hosszú hónapokba telt. Ez nemcsak hogy lelassította, de bizonyos tekintetben majd lebénította a normál egyesületi működést (bank, Telekom stb.). Végül a Fővárosi Törvényszék határozatával az alábbiakban módosult a Fémszövetség elérhetősége:

Központ: 1211 Budapest, Budafoki u. 5–7. (a csepeli IV.-es kapu mellett)

Ügyvezetői iroda (egyben levelezési cím): 1122 Budapest, Városmajor u. 25/b.

További elérhetőségek a www.femszovetseg.hu honlapon találhatók.

A tagság soraiban egy változás történt: korábbi tagunk, a Scholz Kft. szövetségi tagságát átvette az újonnan alakult SCEPTER Tatabánya Kft.

(hj)

■ MÚZEUMI HÍR

Múzeumok Éjszakája Ganz Ábrahám egykori öntödéjében

Tagságunk körében közismert, hogy az 1960-as évek végétől a kohász, ill. anyagmérnök-hallgatók képzése és vele párhuzamosan a selmeci hagyományok ápolása a Miskolci Egyetemen és a Dunaújvárosi Főiskolán folyik.

Míg az oktatással összefüggő kérdések hivatalos mederben folynak, addig a hallgatók kapcsolatai a selmeci hagyományok szellemében, az egyenrangúság és az egymás kölcsönös tisztelete jegyében alakulnak. A jó kapcsolatok ápolásának egy különleges, nem kellően szem előtt levő, de ma is változatlan erővel élő területe a valétakapcsolat. Az első években ez a szakestélyek kölcsönös látogatására terjedt ki, a 3-4 fős delegációk átadták egymásnak a tapasztalataikat, apró ajándékokkal örvendeztették meg vendéglátóikat. A rendszerváltás utáni évtizedekben ez kibővült, s mindkét intézmény körében kialakult, és mára már a közös kapcsolatok elengedhetetlen velejárója lett a hallgatók és a tanárok körében a selmeci túra. Ennek keretében kerül sor az ünnepélyes városi felvonulásra, a professzorok sírjának ápolására, illetve az alma mater neves épületeinek felkeresésére.

A legutóbbi években a két intézmény hallgatói között „összetartó túra” kifejezéssel jellemezhető akciók szerveződnek. Ilyenek az egymás intézményeiben tett látogatások, valamely nagy ipari létesítményben tett közös tanulmányút, tapasztalat-

csere, ill. egyéb közös megjelenés, fellépés szervezése. Ennek keretében került sor arra az előadássorozatra, ami a 2014-es Múzeumok Éjszakája országos rendezvény Öntödei Múzeumban lezajlott programját szakmailag gazdagította.

A múzeum az OMBKE Öntészeti szakosztálya és a MÖSZ támogatásával május 21-én a 200 éve született gyáralapító, Ganz Ábrahám emlékére gazdag programot szervezett.

15 órától népes hallgatóság előtt „Ma Ganz Ábrahám így öntene! Dunaújvárosi és miskolci hallgatók mutatják be legújabb kutatásaikat” címmel vetített képes előadások hangzottak el. Az előadók az alapképzés, a mesterképzés és a doktori képzés különböző szintű köreiből kerültek ki, azonban a résztvevők nem a különbségeket hangsúlyozták, hanem a szolidaritás és az együvé tartozás nevében a közös anyagmérnök megnevezést használták. Az alábbi előadások hangzottak el:

Bachmann Zoltán: A réz könyksajtolása és metallográfiai vizsgálata

Budavári Imre: Ma Ganz Ábrahám így öntene

Harangi Zoltán: Fémtartalmú másodnyersanyagok feldolgozhatóvá tétele pirometallurgiai, hidrometallurgiai módszerek alkalmazásával

Kovács Attila: A radioaktív sugárzás hatása az acélokra és ennek vizsgálata az MVM Paksi Atomerőmű Zrt.-nél

Valamennyi előadás nagy sikert aratott, a nézők sorából mindenkihez több kérdés is érkezett. Az előadások levezetését *Katkó Károly* szakosztályelnök, OMBKE alelnök vállalta. Zárszavában kiemelte az előadások magas színvonalát, a hallgatók szakmaszeretét és a nagy kohász elődökbe vetett rendületlen tiszteletüket. Megállapításával – miszerint Ganz Ábrahám, ha élne, méltán lehetne büszke késői utódaira – a jelenlevők egyetértettek. Megköszönte dr. *Dúl Jenő* és dr. *Hári László* tanár uraknak a sikeres felkészítéset, majd az előadóknak értékes szakkönyveket ajándékozott.

16 órakor nyílt meg a tárgyalóteremben az „Egy svájci polgár Budán” című időszaki kiállítás, rendezője *Csibi Kinga* főmuzeológus. Köszöntőt *Janovszki Tamás*, az MMKM tudományos főigazgató-helyettese és *Riczky Andrea*, II. kerületi önkormányzati képviselő mondott. A kiállításon a múzeumban 2002-től letétbe helyezett, eredetileg Ganz Ábrahám palotájának berendezéséhez tartozó, felújított ebédlőbútorok tekinthetők meg. Ezek 1862-ben, *Pollák* műbútorasztalos műhelyében készültek. A diófából faragott, vadászszákmányokkal díszített pohárszéket, az ovális, tizenkét személyesre is kihúzható, faragott lábú asztalt és a két támláshátú széket, melyben a ház ura és asszonya foglalt helyet, a tulajdonos Biberauer (Bodoky) család beleegezésével, az OMBKE Öntészeti

Szakosztálya és a MÖSZ újjátta fel. A felújítás szervezéséért és támogatásáért dr. Hatala Pál ügyvezető igazgatót illeti köszönet.

A megnyitót követően egy közös főhajításra került sor Ganz Ábrahám szobránál a múzeum parkjában, ahol az OMBKE, a MÖSZ, a Magyar Műszaki és Közlekedési Múzeum és a II. kerületi Önkormányzat képviselői helyezték el a megemlékezés virágait.

Ganz Ábrahám életéről és munkásságáról Lengyel Katalin nyugalmazott múzeumigazgató tartott vetített képes előadást. A Ganz özvegyét és nevelt lányát gondozó család nevében Csanády dr. Bodoky Ágnes okl. vegyész, az MTA doktora beszélt, előadását következő lapszámunkban közöljük.

Ganz születésének bicentenáriuma tiszteletére 2014-ben az MMKM Öntödei Gyűjteménye újra megjelentette Kovács László okl. kohómérnök Ganz Ábrahám életéről írt, 2006-ban megjelent munkáját. Ezúton köszönjük a szaklapunkat évtizedeken át szerkesztő kollégáknak, a múzeum

egykori könyvtárosának, hogy hozzájárult az újbóli, bővített kiadáshoz. A kiadvány 200 példányos megjelenését dr. Bakó Károly, dr. Fegyverneki György, dr. Hatala Pál, Huszics György, Katkó Károly, dr. Lengyel Károly, dr. Pintér Richárd, Pivarcsi László, dr. Sohajda József, Szombatfalvy Rudolf, Szalai Attila és dr. Takács Nándor támogatta.

A rendezvény az 1964-ig működő Ganz-törzsgyári öntöde utolsó munkanapját megörökítő, Knoll István rendezte, itt felejtették c. film vetítésével folytatódott. Ezután „A kupoló titka” címmel a látogatókat igazi öntőmesterek, Huszics György nyugalmazott múzeumpedagógus és Demeter Ferenc nyugalmazott tárlatvezető kalauzolták a múzeumban, köszönet illeti őket önkéntes munkájukért. Nagy sikert aratott az „Öntőmesterré fogadjuk!” program, ahol a vállalkozó kedvű vendégek kohászruhába öltözhettek és öntőszerszámokkal munkálkodhattak.

Este az abszurd humor kedvelőinek igazi csemegével szolgált Laár

András „Mi hülyeség, mi nem az?” című darabjával. Éjfélkor még egy kupoló-túra keretében a fáradhatatlan önkéntes, Huszics György vállalta a múzeum bemutatását.

Az öntöde ezen az éjszakán hajnali kettőkor zárta kapuit, közel 500 látogatót fogadott a múzeum.

Az érdeklődő hallgatók körének megszervezésében nagy szerepe volt a miskolciak részéről Tóth Balázs, valamint az újbúvárosiaknál Kovács Attila valétaelnököknek. Az est késői részét a fiatalok közös városnézéssel töltötték. Az esemény szakmai-kulturális ereje, az elnök bátorító szavai alapján kialakult emelkedett légkörben mindenki úgy érezte, hogy a két intézmény hallgatói kapcsolatai jó irányban fejlődnek. Közös elhatározásuk, hogy a kohászati-anyagmérnöki szakmát a valétaelbarát-ság keretein belül is érdemes, és tovább is kell népszerűsíteni. Ennek szellemében a következő közös akcióra hamarosan sor kerül.

Csibi K. – Hári L. – Katkó K.



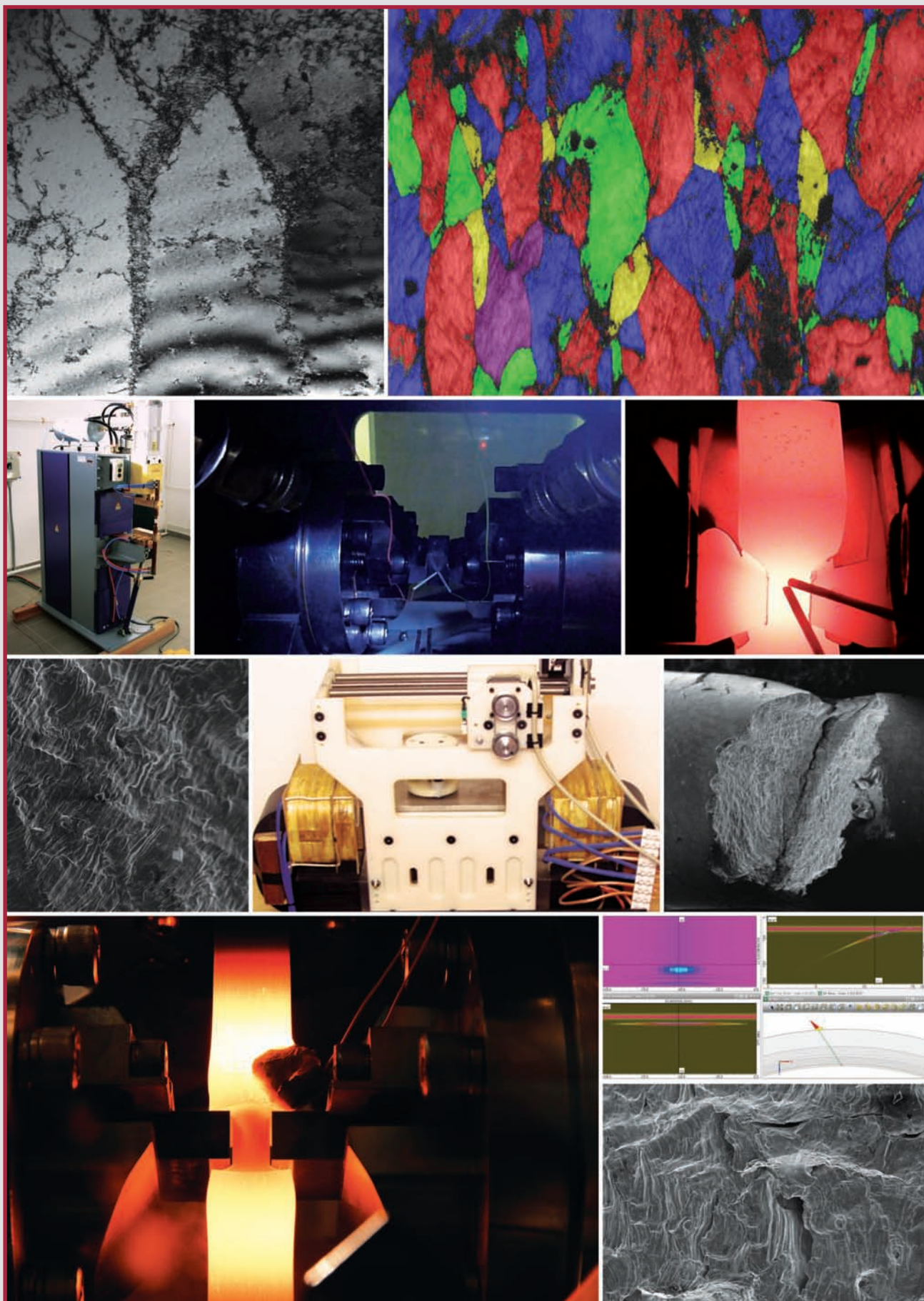
■ A fiatal előadók Katkó Károllyal (balról a második) és Hári Lászlóval (jobb oldalon)



■ A felújított Ganz-féle ebédlőbútorok

*Minden kedves Tagtársunknak és Olvasónknak
áldott, békés karácsonyi ünnepeket,
eredményekben gazdag új esztendőt
és jó egészséget kíván*

a BKL Kohászat szerkesztősége



Ez a szám a TÁMOP-4.2.2.A-11/1/KONV-2012-0027 projekt keretében valósult meg.



**Műszaki / Informatikai / Gazdaságtudományi /
Társadalomtudományi / Pedagógiai
képzési területek**

**Felsőoktatási szakképzések / Alapképzések /
Mesterképzések / Szakirányú továbbképzések**

SELMECI DIÁKHAGYOMÁNYOK



- Multikulturális környezet
- Hallgatói sikeresség támogatása
- Kettős diplomás képzés
- Angol nyelvű kurzusok
- Erasmus program
- Nyitott laborok
- Országos színvonalú laborpark
- Projekt munkák
- Speciális képzések, tanfolyamok – Ecotech Zrt.

